Цільова комплексна програма НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин»

Збірник наукових статей за результатами, отриманими в 2013–2015 рр.

Науковий керівник — академік Б.Є. Патон

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України
Київ 2015

УДК 621.791:658.562

Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин: Збірник наукових статей. — Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2015. — 816 с.

До збірника ввійшли статті, які підготовлені за результатами цільової комплексної програми НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин», отриманими впродовж 2013–2015 рр., до реалізації якої було залучені інститути НАН України. Мета програми — розробка методологічних основ прогнозування залишкового ресурсу конструкцій, створення методів, технічних засобів і технологій для оцінки технічного стану та подовження термінів експлуатації техногенно та екологічно небезпечних об'єктів.
Для наукових співробітників, інженерів, студентів старших курсів, зайнятих розробкою та експлуатацією конструкцій, споруд та машин.

Керівник видавничого проекту О.Т. Зельніченко

Комп'ютерна верстка Т.Ю. Снєгірьова

Дизайн обкладинки Д.І. Середа

Свідоцтво серія ДК № 166 від 6 вересня 2000 р.

Статті приведено у авторській редакції

© Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2015

Електронне видання. www.patonpublishinghouse.com/rus/compilations#winresurs2015

ЗМІСТ

Передмова 9

Розділ 1. Розробка методологічних основ оцінки і подовження ресурсу конструктивних елементів об'єктів підвищеної небезпеки та авіакосмічної техніки (*керівник розділу – чл.-кор. НАН України В.В. Харченко*) 11

Великоіваненко О.А., Міленін О.С., Розинка Г.П., Півторак Н.І. Методологічні основи чисельного аналізу напружено-деформованого стану трубопровідних елементів з урахуванням зародження, взаємодії та розвитку пор в'язкого руйнування 12

Харченко В.В., Чирков О.Ю., Кобельський С.В., Кравченко В.І. Розробка методологічних основ оцінки опору руйнування і ресурсу елементів обладнання 1-го контуру АЕС з урахуванням дефектності, залишкової спадковості та повторних режимів експлуатаційного навантаження 24

Погрелюк І.М., Кравчишин Т.М., Лаврись С.М. Підвищення зносотривкості двофазного титанового сплаву ВТ22 шляхом деформаційно-дифузійного зміцнення поверхневих шарів 35

Шейкін С.Є., Ростоцький І.Ю., Сергач Д.А., Єфросінін Д.В. До питання обробки деталей з титанових сплавів холодним поверхневим пластичним деформуванням 44

Лобанов Л.М., Півторак В.А., Киянець І.В. Розробка технології діагностики елементів авіаційних конструкцій, виготовлених із металевих та композиційних матеріалів, методом електронної ширографії 50

Дзюба В.С., Кравчук Л.В. Экспериментальные модельные исследования по выявлению механизмов разрушения элементов конструкций из композиционных материалов 63

Науменко В.П., Кучер Н.К., Кравчук Р.В., Данильчук Е.Л., Приходько Р.П. Разработка методики определения влияния размеров образца на развитие трещин в тонколистовых (обшивочных) материалах авиационных конструкций 71

Гудрамович В.С., Репринцев А.В., Рябоконь С.А., Самарская Е.В. Методология оценки ресурса оболочечных конструкций ракетно-космической техники с учетом влияния концентраторов напряжений в виде отверстий-вырезов 83

Шупіков О.М., Сметанкіна Н.В., Угрімов С.В., Свєт Є.В., Долгополова Н.В. Розробка методів розрахунку теплового та напруженого стану багатошарового авіаційного оскління при нестаціонарних навантаженнях 96

Родічев Ю.М., Сорока О.Б. Методологія оцінки конструкційної міцності скла з урахуванням дефектності та рівня пошкодженості поверхневого шару елементів скління кабін пілотів 102

Розділ 2. Розробка методів і нових технічних засобів неруйнівного контролю та діагностики стану матеріалів і виробів тривалої експлуатації (*керівник розділу – академік НАН України З.Т. Назарчук*) 113

Патон Б.Е., Лобанов Л.М., Недосека А.Я., Недосека С.А., Яременко М.А., Гладышев Ю.И., Бычков А.В., Гайдукевич А.М. О применении АЭ технологии при непрерывном мониторинге трубопроводов энергетических комплексов, работающих при высокой температуре 118

Шульженко М.Г., Єфремов Ю.Г., Цибулько В.Й., Депарма О.В. Розробка мобільного багатофункціонального вимірювально-діагностичного комплексу неруйнівного контролю і оцінки технічного стану енергетичних і транспортних агрегатів тривалої експлуатації 128

Яворський І.М., Юзефович Р.М., Кравець І.Б., Мацько І.Й. Стецько І.Г. Розробка вібро-діагностичної системи для визначення дефектів промислового обладнання з використанням методів нестаціонарної статистичної обробки вібраційних та акустичних коливань 135

Трощцкий В.А., Горбик В.М., Лукашев Н.В. Мониторинг состояния технологических трубопроводов. Первое отечественное оборудование по НЧ УЗК в Украине 143

Тетерко А.Я., Учанін В.М., Кулинич Я.П., Рибачук В.Г. Підвищення точності засобів вихрострумового контролю ступеня деградації, зношування та пошкоджень матеріалу елементів конструкцій під час експлуатації 155

Масалов С.О., Почанін Г.П., Рубан В.П,, Холод П.В. Радіолокаційний моніторинг технічного стану підповерхневої частини інженерних споруд 165

Джежеря Ю.І., Дереча Д.О., Черепов С.В., Скирта Ю.Б., Лепеха В.В. Розробка апаратури для дефектоскопії котлоагрегатів ТЕЦ, комунальних котелень та трубопроводів теплоносія високого тиску 174

Розділ 3. Розробка методів захисту від корозії елементів конструкцій об'єктів тривалої експлуатації (*керівник розділу – чл.-кор. НАН України В.І. Похмурський*) 183

Похмурський В.І., Студент М.М., Зінь І.М., Ступницький Т.Р., Гвоздецький В.М., Сірак Я.Я., Тимусь М.Б. Розробка комплексного методу нанесення зносостійкого та корозійностійкого шару на штоки гідроциліндрів шахтного, гірничодобувного та комунального обладнання методами газотермічного напилення та наплавлення 184

Кусков Ю.М., Жданов В.А., Тищенко В.А., Студент М.М., Червинская Н.Р. Влияние технологии наплавки на сопротивление наплавленного металла коррозии применительно к условиям эксплуатации деталей гидравлических устройств 191

Васько А.А., Марченко О.А. , Браун О.М. Неруйнівне дослідження трибологічних властивостей надтонких систем на основі левітуючого в магнітному полі маятника 195

Полункін Є.В., Пилявський В.С., Каменєва Т.М., Шелудько Є.В. Карбонові сфероїдальні полішаруваті нанокластери як перспективні багатофункціональні присадки до моторних палив 200

Хома М.С., Антощак І.М., Чучман М.Р., Дацко Б.М., Івашків В.Р. Науково-технічне обгрунтування вибору матеріалів деталей фонтанної арматури, призначеної для роботи на свердловинах з різним вмістом сірководню та вуглекислого газу 206

Слободян З.В., Маглатюк Л.А., Купович Р.Б. Розроблення технології синтезу інгібіторів на основі екстрактів дубової стружки та дослідження їх захисних властивостей у воді та 5 % розчині HCl 213

Лебедєв Є.В., Ласковенко Н.М. Створення та дослідження протиобростаючих, протикорозійних покриттів для захисту об’єктів тривалої експлуатації 223

Розділ 4. Розробка ефективних методів оцінки та продовження ресурсу об’єктів атомної енергетики (*керівник розділу – академік НАН України І.М. Неклюдов*) 229

Автушко А.А., Бородін О.В., Василенко Р.Л., Воєводін В.М., Кальченко О.С., Купріянова Ю.Е., Лимар Р.І., Назаренко Є.О., Шевцов А.Б. Підвищення ресурсу та надійності конструкційних матеріалів активних зон українських АЕС за рахунок оптимізації структурного стану і мікролегування 230

Борц Б.В., Неклюдов І.М., Рибальченко Н.Д., Ситін В.І., Воробйов І.О., Короткова І.М., Лопата О.О., Лопата О.Т. Удосконалення технології створення довгомірних композиційних перехідників з матеріалів сталь 20 – сталь 08Х18Н10Т, виготовлених методом гарячої гвинтової прокатки у вакуумі 241

Білоус В.А., Ломіно М.С., Задніпровський Ю.О., Єрмоленко І.Г. Розробка дослідного процесу комбінованого вакумно-дугового зміцнення (азотування основи + захисне покриття) деталей вузлів тертя для блоку паророзподілу турбін 247

Левенец В.В., Соколенко В.И., Винокуров Э.И., Лонин А.Ю., Омельник А.П., Сибилева Р.М., Щур А.А. Ядерно-физическая методика определения коэффициента поглощения йода углеродными материалами адсорберов систем вентиляции АЭС 256

Лавриненко С.Д., Пилипенко М.М., Дробишевська А.О., В’югов П.М., Бобров Ю.П. Стадник Ю.С., Танцюра І.Г., Пелих В.М., Коблик Д.В. Відпрацювання технологічних процесів отримання сплаву Zr-1 % Nb на основі магнієтермічного цирконію на етапах металургійної переробки 262

Ивасишин О.М., Воеводин В.Н., Лавриненко С.Д., Марковский П.Е., Пилипенко Н.Н., Саввакин Д.Г., Карасевская О.П., Гуменяк Н.М., Мельник Я.И., Стасюк А.О. Влияние примесей в циркониевой губке на процессы синтеза сплава Zr-1 % Nb из гетерогенных порошковых смесей, формирование микроструктуры и механических характеристик при синтезе и последующих термомеханической и термической обработках 268

Крохмаль С.А., Широков Б.М., Зуева Т.Н., Семенов Н.А. Структурные особенности карбидохромовых покритий, получаемых методом MOCVD из ХОЖ «Бархос» 282

Крохмаль С.А., Зуева Т.Н. Физико-химические свойства карбидохромовых покрытий, полученных методами MOCVD из ХОЖ «Бархос» 291

Білоус В.А., Купрін О.С., Носов Г.М., Овчаренко В.Д., Василенко Р.Л., Стоїв П.І., Толмачева Г.М., Тіхоновський М.А. Іонно-плазмова модифікація поверхні твельних трубок з метою поліпшення їх механічних та корозійних властивостей 302

Ожигов Л.С., Митрофанов А.С., Толстолуцька Г.Д., Крайнюк Є.О., Шрамченко С.В., Петухов В.В., Шаповал І.М. Комплексний підхід до визначення ресурсу зварного з'єднання приварки патрубка до колектору парогенератора ПГВ-1000М реактора ВВЕР-1000 314

Базалєєв М.І., Брюховецький В.В., Клепіков В.Ф., Литвиненко В.В. Застосування електромагнітної активації при термографічному контролі дефектів та структурних неоднорідностей в феромагнітних матеріалах 328

Гігіняк Ф.Ф., Ламашевський В.П., Масло О.М., Котляренко А.А. Експериментальні дослідження деградації сталі 10ГН2МФА при жорсткому циклічному навантаженні 340

Касаткин О.Г., Царюк А.К., Елагин В.П., Гаврик А.Р. Удосконалення технології ремонту ущільнювальних поверхонь головного рознімання реакторів типу ВВЕР, що виключає необхідність наступної термообробки 350

Устінов А.І., Мохнюк А.А., Мельниченко Т.В., Теличко В.О., Гадзира М.П., Тимошенко Я.Г. Отримання електронно-променевим осадженням захисних покриттів на основі SiC на цирконієві оболонки ТВЕЛів і дослідження їхньої корозійної стійкості при нагріванні в атмосфері водяної пари 357

Розділ 5. Підвищення надійності та подовження ресурсу енергетичного обладнання і систем (*керівник розділу – академік НАН України А.А. Долінський*) 367

Кобзар С.Г., Халатов А.А. Подовження ресурсу екранів топки котла ТПП-312 шляхом зменшення високотемпературної газової корозії за допомогою керування структурою течії в об'ємі топки при спалюванні вугілля 368

Царюк А.К., Скульский В.Ю., Захаров Л.С., Елагин В.П., Гаврик А.Р., Моравецкий С.И., Стрижиус Г.Н., Нимко М.А., Губский А.Н., Вавилов А.В., Кантор А.Г. Усовершенствование технологии сварки высокотемпературных диафрагм проточной части паровых турбин 375

Фіалко Н.М., Навродська Р.О., Шевчук С.І., Пресіч Г.А., Степанова А.І. Підвищення надійності та подовження ресурсу димових труб котельних установок при глибокому охолодженні відхідних газів 386

Бабак В.П., Запорожець А.О., Назаренко О.О. Підвищення ефективності спалювання палива в котлах потужністю до 3,5 МВт з використанням α-зонду 391

Сорока Б.С., Воробйов М.В., Кудрявцев В.С., Карабчиєвська Р.С. Утилізатори теплоти підвищеної стійкості для високотемпературних печей: концепція, створення нових конструкцій та випробування у вогневих умовах 408

Письменний О.О., Прокоф'єв О.С., Полухін В.В., Губатюк Р.С. Створення технології виготовлення та монтажу внутрішніх теплообмінних вставок для існуючого та перспективного теплоутилізаційного обладнання 414

Мацевитый Ю.М., Шубенко А.Л., Русанов А.В., Голощапов В.Н. Разработка аэродинамических, режимных и конструкторских мероприятий по продлению ресурса последних ступеней энергетических паровых турбин, работающих в зоне влажного пара 417

Стогній Б.С., Сопель М.Ф., Варський Г.М. Моніторинг параметрів вторинних кіл трансформаторів струму для підвищення безпеки експлуатації та подовження ресурсу основного електротехнічного обладнання 425

Басок Б.І., Давиденко Б.В. Підвищення ресурсу експлуатації будівель шляхом термомодернізації зовнішніх поверхонь їх огороджувальних конструкцій 430

Тарелин А.А., Михайленко В.Г., Сурду Н.В., Паршина Т.Н. Разработка и применение антикоррозионных высокостойких покрытий и новых технологий подготовки питательной воды для ТЭС и ТЭЦ 440

Ращепкін А.П., Кондратенко І.П., Захарченко С.М., Руденко Ю.В. Розробка обладнання електроерозійного коагуляційного очищення в системах водопідготовки теплових агрегатів 451

Розділ 6. Створення систем моніторингу технічного стану трубопроводів і об'єктів газо- та нафтопереробної промисловості (*керівник розділу – чл.-кор. НАН України А.Я. Красовський*) 455

Богдан А.В., Ориняк І.В., Агеєв С.М., Батура А.С. Вимірювання некруглості форми поперечного перерізу труби та аналіз додаткових локальних напружень від дії внутрішнього тиску 456

Красовський А.Я., Ориняк І.В., Новіков А.І. Оцінка технічного і напружено-деформованого стану конструкційних елементів магістральних газопроводів Карпатського регіону України 471

Юхимець П.С., Гопкало О.П., Гопкало О.Є. Розрахункові та експериментальні засади розробки методики оцінки залишкового ресурсу типових трубопровідних елементів з поверхневими дефектами 496

Дмитрах І.М., Сиротюк А.М., Білий О.Л., Барна Р.А., Лутицький О.Л. Розроблення експертної системи для моніторингу технічного стану та оцінки ризику руйнування наземних ділянок тривалоексплуатованих газопроводів 506

Андрейків О.Є., Кушнір Р.М., Махоркін І.М., Цирульник О.Т., Штойко І.П. Оцінювання залишкового ресурсу труб магістральних нафтогазопроводів за маневрового режиму їх експлуатації з урахуванням дефектності, стану матеріалу і впливу фізико-хімічних чинників зовнішнього середовища 515

Никифорчин Г.М., Цирульник О.Т., Звірко О.І., Волошин В.А. Розроблення методу моделювання експлуатаційної деградації властивостей сталей магістральних трубопроводів 526

Ниркова Л.І., Осадчук С.О., Рибаков А.О., Єлагін В.П., Кулик В.М., Давидов Є.О., Дядин В.П., Мельничук С.Л. Моніторинг корозійного стану біметалевого резервуару для продуктів нафтопереробки та його ремонт 531

Розділ 7. Підвищення надійності та подовження ресурсу мостів, будівельних, промислових і транспортних конструкцій (*керівник розділу – академік НАН України Л.М. Лобанов*) 539

Махненко О.В., Павловський В.І., Саприкіна Г.Ю., Пустовой А.Д. Створення надійних суцільнозварних конструкцій несучих елементів візка вантажного вагону з підвищеними експлуатаційними характеристиками з використанням методів математичного моделювання 544

Лобанов Л.М., Пащин Н.А., Пивторак В.А., Миходуй О.Л., Черкашин А.В., Шиян К.В., Заруцкий А.В., Кондратенко И.П., Божко И.В., Чопик В.В. Разработка технологии и оборудования для регулирования и неразрушающего определения остаточных напряжений в сварных конструкциях на основе применения локального импульса тока и электронной спекл-интерферометрии 560

Фікссен В.М., Дубодєлов В.І., Горюк М.С., Ящєнко А.В. Розробка новітніх МГД-технологій одержання якісних ливарних алюмінієвих сплавів для високотехнологічних галузей промисловості 581

Березина А.Л., Монастырская Т.А., Фикссен В.Н., Молебный О.А., Полищук С.С. Влияние малых добавок легирующих элементов и магнитогидродинамической обработки расплава на структуру и свойства высокопрочных алюминиевых литейных сплавов на основе ВАЛ10 590

Дубодєлов В.І., Середенко В.О., Кірієвський Б.А., Моісеєв Ю.В., Середенко О.В., Паренюк О.А. Розробка МГД-технологій одержання дисперснозміцнених матеріалів на основі міді для струмоз'ємних деталей залізничного транспорту 599

Мислович М.В., Остапчук Л.Б., Сисак Р.М., Городжа А.Д., Новотарський Ю.О., Трощинський Б.О. Створення універсальної системи підвищення надійності та подовження ресурсу при будівництві та реконструкції мостових та будівельних конструкцій з використанням акустичного каротажу та віброударної діагностики 607

Кучук-Яценко С.І., Руденко П.М., Гавриш В.С., Дідковский О.В., Антіпин Е.В., Горонков М.Д. Створення системи керування процесом контактного зварювання оплавленням рейок у стаціонарних і польових умовах, що забезпечує підвищення експлуатаційного ресурсу та надійності залізничних колій 615

Большаков В.И., Иванча Н.Г., Нестеров А.С., Муравьева И.Г., Тогобицкая Д.Н., Семенов Ю.С. Разработка мероприятий по продлению кампании доменных печей путем усовершенствования технологии загрузки, шлакового режима и автоматизированного контроля параметров доменной плавки в условиях нестабильности качества шихтовых материалов 628

Коржик В.Н., Лютик Н.П., Чайка А.А., Юлюгин В.М., Рябоволык Ю.В., Ткачук В.И., Демьянов А.И., Гос И.Д., Косташ С.М., Никитюк Ю.А. Применение сверхзвукового электродугового напыления для улучшения качества покрытий для ответственных деталей подвижного состава железнодорожного транспорта 635

Баглюк Г.А., Куровський В.Я. Вплив вмісту скляної фази гарячештампованих залізоскляних композитів на їх механічні та триботехнічні властивості 645

Савицький М.М., Савицький О.М., Ващенко В.М., Шкрабалюк Ю.М., Коровін І.А. Вплив активуючого флюсу на якість зварних з'єднань сферичних балонів 649

Іваницький Я.Л., Максименко О.П., Мольков Ю.В., Кунь П.С., Чепіль О.Я. Методика визначення залишкового ресурсу залізобетонних мостових балок та розроблення технічних засобів моніторингу деформацій 655

Файнлейб О.М., Сахно В.І., Шейніч Л.О., Колесник Д.Ю. Вплив радіаційно-хімічної модифікації бетонів на їх фізико-механічні властивості 662

Гогаєв К.О., Радченко О.К., Сидорчук О.М., Лук'янчук В.В. Технологія виготовлення штампової сталі 40Х3Н5М3Ф для гарячого деформування 669

Шелягин В.Д., Хаскин В.Ю., Бернацкий А.В., Сиора А.В. Повышение надежности и ресурса аппаратов химического производства с применением лазерной сварки тонкостенных фильтрующих элементов 673

Розділ 8. Розробка технологій ремонту та відновлення елементів конструкцій об'єктів підвищеної небезпеки з метою подовження терміну їх експлуатації (*керівник розділу – академік НАН України К.А. Ющенко*) 679

Паустовський О.В, Ткаченко Ю.Г., Алфінцева Р.А., Юрченко Д.З., Христов В.Г. Матеріали і технології електроерозійного зміцнення і відновлення зношених деталей промислового обладнання 680

Стефанив Б.В., Хорунов В.Ф., Сабадаш О.М., Максимова С.В., Воронов В.В. Особенности технологии ремонта изношенных рабочих органов стальных и матричных корпусов буровых долот 688

Ющенко К.А., Яровицын А.В., Фомакин А.А., Олейник Ю.В., Гусев Ю.В. Разработка технологии микроплазменной порошковой наплавки сплава ЖС32 для восстановления газоохлаждаемых рабочих лопаток авиационной турбины высокого давления 696

Качинський В.С., Кучук-Яценко С.І., Коваль М.П. Розробити технологію пресового зварювання та технічний проект на машину для зварювання труб для ремонту трубопроводів залізничних вагонів 702

Івасишин О.М., Марковський П.Е., Карасевська О.П., Гавриш І.М., Лук'яненко О.Г., Антонюк С.Л. Виготовлення високоміцних титанових деталей роз'ємних з'єднань авіаційного призначення зі сплаву ВТ22 із застосуванням спеціальних методів термомеханічної і термічної обробок 709

Сенченков И.К., Рябцев И.А., Червинко О.П., Рябцев И.И., Бабинец А.А. Методика расчета усталостной долговечности и количества допустимых ремонтов с помощью наплавки цилиндрических деталей, эксплуатирующихся в условиях циклического термомеханического нагружения 718

Фірстов С.О., Даниленко М.І., Подрезов Ю.М., Рудик М.Д. Розробка методик діагностики фізико-механічних властивостей матеріалу і прогнозування ресурсу деталей на основі дослідження закономірностей формування градієнтної структури при інтенсивній пластичній деформації ... 727

Олійник О.І., Максимов С.Ю, Пальцевич А.П. Дослідження та розробка технології механізованого дугового зварювання при ремонті магістральних газопроводів в умовах експлуатації 733

Ющенко К.А., Маркашова Л.И., Звягинцева А.В., Хохлова Ю.А., Кушнарева О.С., Червяков Н.О. Особенности микроструктуры многослойных швов с различной чувствительностью к образованию горячих трещин 743

Ющенко К.А., Походня І.К., Булат О.В., Скорина М.В., Каховський Ю.М., Марченко А.Ю., Самойленко В.І., Фольборт О.І. Відносно перспективності використання Li-вміщуючих зв'язуючих в покритті електродів рутил-основного виду для зварювання Cr-Ni високолегованих сталей 749

Васильев Ю.С., Олейник Н.И., Паршутина Л.С. Разработка клеевой и клеесварной технологии ремонта посадочных мест подшипников для продления ресурса эксплуатации корпусных деталей энергетического оборудования 757

Ляшенко Б.А., Харченко В.В., Цыбанев Г.В., Кравчук Л.В., Кузин Н.О. Термоциклическое азотирование редукторных зубчатых колес вертолетов и высокоточных деталей авиационной техники 762

Розділ 9. Підготовка нормативних документів і науково-технічних посібників з питань оцінки ресурсу об'єктів тривалої експлуатації (*керівник розділу – академік НАН України В.В. Панасюк*) 771

Панасюк В.В., Дацишин О.П. Оцінювання контактної довговічності елементів конструкцій під час їх циклічного навантаження 772

Осташ О.П. Структура, фізико-механічні властивості і втома матеріалів та довговічність елементів конструкцій 780

Черватюк В.А., Кушнір І.М. Підготовка довідникового посібника «Методи та засоби протикорозійного захисту об'єктів нафтогазового комплексу» 783

Силованюк В.П., Маруха В.І., Івантишин Н.А. Нормативний документ (ТУ) на застосування технології ін'єкційного зміцнення та відновлення роботоздатності пошкоджених будівельних споруд тривалої експлуатації 785

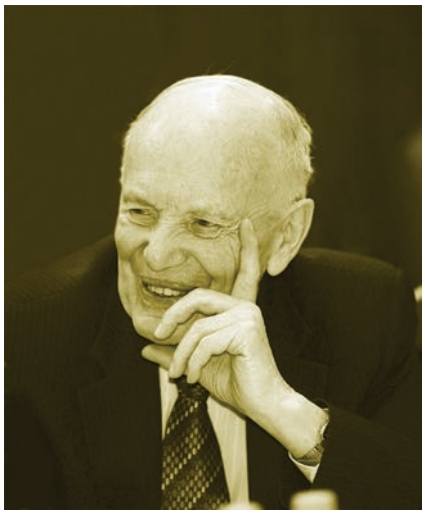
Штаюра С.Т., Іваницький Я.Л., Ленковський Т.М., Бойко В.М., Кунь П.С., Вергун І.А. Розроблення державного стандарту України для визначення характеристик циклічної тріщиностійкості металів за поперечного зсуву 788

Позняков В.Д., Максименко А.О. Вплив термодеформаційних процесів зварювання та зовнішнього циклічного навантаження на структуру і експлуатаційні властивості зварних з'єднань сталі 10Г2ФБ 796

Сміян О.Д. Індуковане воднем руйнування металу об'єктів тривалої експлуатації 802

Стащук М.Г., Іваницький Я.Л., Дорош М.І. Методи оцінювання міцності та довговічності полімерних трубних конструкцій 809

ПЕРЕДМОВА



У збірнику наведено результати, отримані на четвертому етапі роботи за програмою «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» («Ресурс») в 2013–2015 рр. До виконання цієї програми, що складалася з дев'яти розділів і містила 126 проектів, було залучено 25 інститутів 8 відділень НАН України.

Частину робіт було присвячено впровадженню результатів попередніх етапів програми у відповідні галузі господарства України та подальшому вдосконаленню моніторингу технічного стану відповідальних об'єктів.

У процесі виконання проектів Програми отримано важливі наукові, науково-технічні і практичні результати. Дозвольте представити деякі з них.

Для галузі залізничного транспорту в межах комплексного проекту, що виконуються інститутом чорної металургії, фізико-технологічним інститутом металів і сплавів та фізико-механічним інститутом, розроблена нова зносостійка сталь для залізничних коліс та методи визначення їх експлуатаційного ресурсу за наявності пошкоджуваності поверхні кочення дефектами типу вищербина. Створено лабораторний металургійний комплекс, який дозволив виготовити дослідні зразки сталі, які по хімічному складу, неметалевим включенням, шкідливим домішкам,параметрам гарячого деформування відповідають вимогам промислового виробництва коліс та відрізняються від базової сталі зменшеним вмістом вуглецю та застосуванням технологій дисперсійного нітридного та твердо розчинного зміцнення марганцем та кремнієм. Прогнозується суттєве підвищення експлуатаційного ресурсу і надійності коліс.

Фахівцями фізико-технологічного інституту металів і сплавів доведено, що підвищення ресурсу сильно-струмового ковзаючого контакту базується на застосуванні вставок на основі міді з легуючими добавками заліза, хрому і вуглецю,які забезпечують підвищені трибологічні властивості при меншому зносі контактного дроту. Створено технологічне обладнання, виготовлені дослідні зразки вставок і проведені дослідження їх властивостей відповідно для потреб Укрзалізниці. Спільно з підприємством, що виготовляє контактні пластини пантографів, розроблені технологічні рекомендації для промислового освоєння виробництва запропонованих контактних деталей, що використовуються на залізничному транспорті.

Інститутом проблем матеріалознавства розроблено технології виготовлення елементів фрикційних пар із порошкових композиційних матеріалів з підвищеним експлуатаційним ресурсом для гальмівних пристроїв рухомого складу залізничного транспорту. Виконано комплекс лабораторних та стендових випробувань фізико-механічних і триботехнічних характеристик отриманих матеріалів системи метал-скло та дослідно-промислова апробація розробленої технології в заводських умовах і розпочата підготовка до їх серійного виробництва.

Створена система керування процесом контактного зварювання оплавленням рейок у стаціонарних і польових умовах, що забезпечує підвищення експлуатаційного ресурсу та надійності залізничних колій. Вона дозволяє виявляти відхилення параметрів й попередити їх вихід за нормативні допуски, що стабілізує процес зварювання і поліпшує якість та довговічність зварних з’єднань. Система пройшла випробування в промислових умовах і впроваджується на рейкозварювальних підприємствах Укрзалізниці.

Створено комплекс технічних засобів для автоматизованої ультразвукової дефектоскопії залізничних рейок із використанням сучасних інформаційних технологій. Розроблено математичне забезпечення мікропроцесорних вузлів та засобів інтерактивної взаємодії оператора з органами управління ультразвукового рейкового дефектоскопа. Проведено комплексне дослідження розроблених механічних і електронних вузлів дефектоскопа на зразках рейок з різними типами дефектів. Створено дослідний зразок

автоматизованого ультразвукового дефектоскопа для застосування у колійному господарстві України при виявленні дефектів в рейках залізничної колії.

Для галузі трубопровідного транспорту досліджені причини руйнування кільцевих зварних з'єднань магістральних газонафтопроводів. Встановлено, що вони обумовлені наявністю технологічних дефектів через низьку якість складально-зварювальних робіт та експлуатаційних, головним чином, корозійних дефектів. Рівень механічних властивостей металу зварних з'єднань, у тому числі після тривалої експлуатації газонафтопроводів, є достатнім і не може розглядатися в якості причин їх руйнування. Надані рекомендації щодо усунення причин виникнення дефектів та попередження руйнування кільцевих з'єднань під час експлуатації.

Створене перше вітчизняне обладнання для безсканівного низькочастотного ультразвукового контролю стану технологічних трубопроводів та інших протяжних об'єктів. Його суттєвою перевагою є далекодійність і ефективність діагностики протяжних об'єктів у місцях, де інші методи є непридатними. Наприклад, в місцях підземного перетину трубопроводами автошляхів і залізничних колій, проходженні трубопроводів через річки та інші перешкоди. Здійснено випробування та проведено адаптацію розробленої апаратури до застосування у виробничих умовах. Встановлено, що вона забезпечує підвищену чутливість до корозійно-ерозійних пошкоджень та за точністю визначення відстані до дефектів відповідає кращим зарубіжним аналогам.

Інститутом електрозварювання розроблена система безперервного акустико-емісійного моніторингу технічного стану високотемпературних компонентів енергетичного обладнання. Вона дозволяє на основі даних акустоемісії в реальних умовах експлуатації конструктивних елементів визначити передруйнівне навантаження матеріалу у будь-який момент часу і незалежно від терміну напрацювання та коливань температури. Система впроваджена у промислову експлуатацію для моніторингу паропроводів гарячого перегріву пари енергоблоку № 1 Київської ТЕЦ-6. Також проводяться роботи щодо її застосування для безперервного моніторингу барабана котла на Київській ТЕЦ-5.

Створено комплекс технічних заходів для високочастотної та оптико-акустичної діагностики композитних елементів конструкцій авіакосмічної техніки. Комплекс включає надвисокочастотний рефлектометр міліметрового діапазону довжин хвиль, оптико-акустичний інтерференційний корелятор і програмне забезпечення для виявлення у реальному часі розшарувань та інших внутрішніх дефектів у композитах. Проведено дослідження з виявлення дефектів у композитних зразках багатошаруватої та чарункуватої структури. Заплановано випробування розробленого комплексу технічних засобів надвисокочастотної та оптико-акустичної діагностики у виробничих умовах на ДП «Антонов» та КБ «Південне».

Розроблена технологія діагностики методом електронної ширографії елементів авіаційних конструкцій із металевих та композиційних матеріалів. Її ефективність підтверджена дослідженнями як на тестових зразках, так і на натурних елементах обшивки фюзеляжу крила літака тощо. Вона може використовуватись при виробництві конструкцій, а також при їх експлуатації та ремонті. В теперішній час технологія впроваджується для діагностики компонентів авіаційного обладнання на ДП «Антонов».

Розроблена гібридна технологія, що поєднує електронно-променеве зварювання та зварювання тертям з перемішуванням для відновлення ресурсу конструкцій авіаційної та космічної техніки з алюмінієвих і магнієвих сплавів. Розроблені типорозмірний ряд інструментів і методологія попередньої обробки тертям з перемішуванням поверхневих шарів, що дозволяє отримати дрібнозернисту структуру сплавів і значно підвищити міцність з'єднань після електронно-променевого зварювання. Гібридна технологія впроваджена на підприємстві «Мотор-Січ».

Проблемі оцінювання та продовження ресурсу машин і конструкцій присвячено низку науково-технічних посібників та нормативних документів.

В цілому за проектами програми одержано багато інших корисних результатів. Ці результати є актуальними і дають підставу вважати за доцільне продовжити роботу з програми на наступному етапі.

Науковий керівник програми
академік Б.Є. Патон

Р О З Д І Л 1

Розробка методологічних основ оцінки і подовження ресурсу конструктивних елементів об'єктів підвищеної небезпеки та авіакосмічної техніки

Керівник розділу — чл.-кор. НАН України В.В. Харченко

ПРОЕКТ 1.1

Прогнозування розвитку в'язкого руйнування трубопроводів в зоні дефектів стоншення стінок за механізмом пороутворення

УДК 621.791:621.643:539.3:620.172

МЕТОДОЛОГІЧНІ ОСНОВИ ЧИСЕЛЬНОГО АНАЛІЗУ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ТРУБОПРОВІДНИХ ЕЛЕМЕНТІВ З УРАХУВАННЯМ ЗАРОДЖЕННЯ, ВЗАЄМОДІЇ ТА РОЗВИТКУ ПОР В'ЯЗКОГО РУЙНУВАННЯ

О.А. ВЕЛИКОІВАНЕНКО, канд. фіз.-мат. наук**, О.С. МІЛЕНІН,** канд. техн. наук, **Г.П. РОЗИНКА, Н.І. ПІВТОРАК**, інженери
(Ін-т електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України)

Визначення граничного стану зварних конструкцій за максимальним навантаженням в разі комплексного зовнішнього впливу вимагає оперування універсальними характеристиками стану, які є функціями від кількісних значень прикладених незалежних зусиль. Найбільш поширеними є підходи, що базуються на критеріальному аналізі напруженого стану конструкції. З метою прогнозування розподілу напружень і деформацій в перерізі зварної конструкції на теперішній час прийнято використовувати багатовимірний скінченно-елементний аналіз, що дозволяє розглядати конструкцію без суттєвого спрощення геометрії чи поведінки матеріалу в граничному стані. Крім того, моделювання процесу монтажного зварювання для визначення залишкового напружено-деформованого стану в області зварних стиків трубопровідних елементів (ТЕ) вимагає розв'язання відповідних задач нестаціонарної термопластичності, що можна реалізувати за допомогою скінченно-елементних чисельних алгоритмів.

Ключові слова: *монтажне зварювання, тривимірні дефекти, скінченно-елементний чисельний алгоритм, напружено-деформований стан, в'язке руйнування, граничне навантаження, зародження пор, зародження макродефекту*

Для аналізу стану ТЕ з виявленими тривимірними дефектами за основу було вибрано підходи чисельного аналізу, реалізовані в програмному пакеті WeldPredictions, який було успішно апробовано при вирішенні актуальних технологічних задач [1–2]. Але для розв'язання задачі аналізу граничного стану зварних трубопроводів із виявленими тривимірними дефектами, необхідно додатково враховувати можливу появу та розвиток рівномірно розподіленої несуцільності металу конструкції, що зумовлена процесами в'язкого руйнування. З одного боку, наявність мікропошкодженості матеріалу змінює несучий нетто-переріз конструкції, що викликає відповідне збільшення істинних напружень, з іншого – визначає граничне навантаження, яке може витримати конструкція. Тому важливим є комплексне розв'язання задачі напружено-деформованого стану та зародження і розвитку в'язкого руйнування.

Як відомо, в'язке руйнування може бути умовно поділене на наступні етапи (рис. 1) [3]:

а – зародження пор в'язкого руйнування при виготовленні конструкції, у тому числі, в зоні локального зварювального нагрівання і при розвиненому пластичному плині металу конструкції в області фізичних і/або геометричних концентраторів при досягненні граничного значення зовнішнього навантаження;

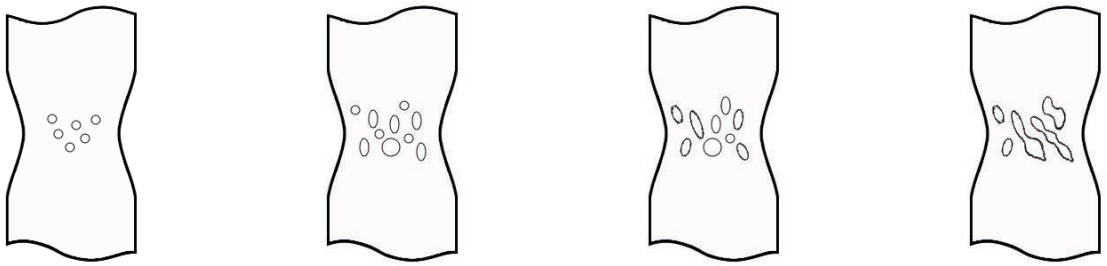
– збільшення розмірів пор при пластичному деформуванні, взаємодія та об'єднання пор в'язкого руйнування;

в – зародження макродефекту і відповідне зниження несучої здатності як дефектної області, так і конструкції в цілому;

г – розвиток макродефекту.

Зародження пор в'язкого руйнування визначається розвитком пластичного плину металу як в ізотермічному, так і в неізотермічному випадку при зварюванні. Тому в якості критерію зародження

© О.А. ВЕЛИКОІВАНЕНКО, О.С. МІЛЕНІН, Г.П. РОЗИНКА, Н.І. ПІВТОРАК, 2015



а б в г

Рис. 1. Схема етапів розвитку в'язкого руйнування під дією зовнішніх зусиль у прямокутних елементах скінченно-елементної моделі: а – зародження первинних мікропор; б – зростання пор при в'язкому деформуванні і зародження вторинних мікропор; в – зародження макродефекту; г – зростання макродефекту

мікропор певної концентрації f_0 було обрано підхід Джонсона-Кука, що пропонує наступну умову зародження руйнування [4]:

$$\int \frac{\mathrm{d}\varepsilon_i^p}{\varepsilon_c} > 1, \tag{1}$$

де ε_i^p – інтенсивність накопичених пластичних деформацій, ε_c – критична величина пластичних деформацій.

Критична деформація ε_c, в загальному випадку, залежить від характеристик металу, його температури та жорсткості напруженого стану. Тому величина цього параметру може бути оцінена відповідно до наступного співвідношення:

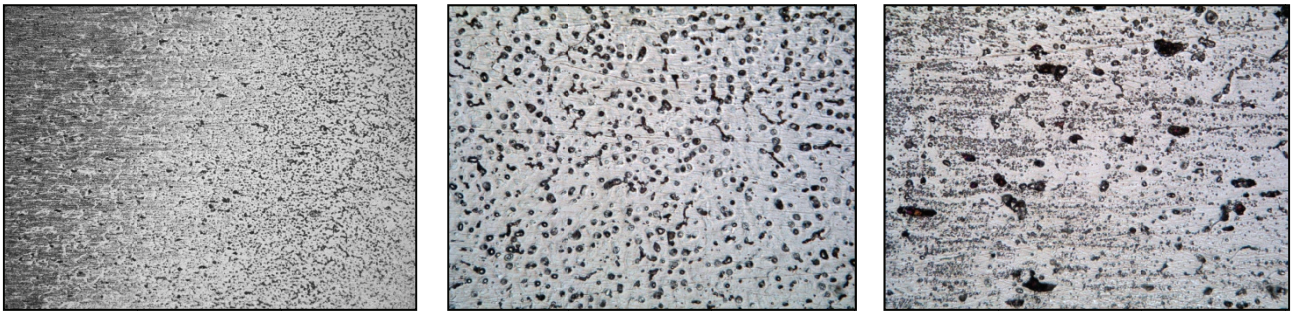
$$\varepsilon_c = \left(d_1 + d_2 \cdot \exp\left\{ -d_3 \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_i} \right\} \right) \cdot \exp\left\{ \left[\frac{\sigma_T - \sigma_T(T)}{B_f} \right]^{\xi} \right\}, \tag{2}$$

де σ_m – мембранне напруження; σ_i – інтенсивність напружень; $\frac{\sigma_m}{\sigma_i}$ – параметр жорсткості напруженого стану; d_1, d_2, d_3, $B_f = (1,0 \div 1,5) \cdot \sigma_T$, $\xi \approx 3$ –константи матеріалу.

Слід зазначити, що поява рівномірно розподіленої пористості в металі зварних з'єднань за механізмом в'язкого руйнування відповідно до (1)–(2) є не єдиним механізмом порушення суцільності металу шва і ЗТВ. Як показано на рис. 2 на прикладі зварювання встик пластин із алюмінієвого сплаву АМг6, формування пористості в металі шва та ЗТВ має суттєво різні механізми, які визначають розмір, форму та концентрацію мікронесуцільності. Так, метал шва характеризується наявністю пор типу газових включень, що є типовим для зварювання алюмінієвих сплавів з великою (1 %) концентрацією магнію (див. рис. 2б). При цьому в зоні сплавлення характер пористості змінюється, що пояснюється відповідною зміною механізму їх утворення: короткий час перебування металу в рідкій фазі не дає сформуватися бульбашкам газу, тоді як частина легкоплавких евтектик, які залишаються в температурному інтервалі «ліквідус–солідус» в процесі подальшої кристалізації зменшується в об'ємі, що викликає появу пор усадки (див. рис. 2в).

Моделювання процесу формування бульбашок домішок у зварювальній ванні, які не встигають виділитися в газову фазу до кристалізації металу, є досить складним і в рамки даної роботи не входить, а враховується як наперед задана концентрація мікродефектів f_{g0} в металі шва. Додатково враховується вплив внутрішнього тиску дифузійних газів $P_{пор}$, що накопичились в порах, шляхом урахування зміни об'єму пор від пружного деформування:

$$f_g = f_{g0} \cdot \left(1 + \frac{3 \cdot \left(1 - \nu\right)}{4 \cdot \pi \cdot E} \cdot P_{пор} \right). \quad (3)$$



а б в

Рис. 2. Структура металу ЗТВ стикових з'єднань пластин з алюмінієвого сплаву АМг6, ×100 (а) та області пористості за механізмом газових включень, ×500 (б) і явища усадки, ×500 (в)

Об'ємна концентрація усадкових пор залежить від температурного циклу при зварюванні, зокрема, від максимальної температури нагрівання конкретної області конструкції $T_{\max}$. Так, якщо метал прогрівається вище за температуру змикання кристалітного каркасу T_K, то об'єм усадкових пор визначається згідно з наступним співвідношенням:

$$f_u = V_K \cdot \frac{\rho_T - \rho_P}{\rho_T}, T_{\max} \geq T_K, \quad (4)$$

де ρ_T, ρ_P – густина металу в твердій та в рідкій фазі відповідно.

При охолодженні металу з максимальних температур, нижчих за T_K, об'ємна концентрація набутої усадкової пористості залежить від фактичного об'єму рідкої фази V_P:

$$df = V_P \cdot \frac{\rho_T - \rho_P}{\rho_T}, \; T_S < T_{\max} < T_K, \quad (5)$$

де T_S – температура солідуса.

Об'єм рідкої фази в цьому випадку визначається температурним циклом та властивостями матеріалу за правилом важеля:

$$V_P = \frac{T_{\max} - T_S}{T_L - T_S}, \; T_S < T_{\max} < T_K, \quad (6)$$

де T_L – температура ліквідус.

Зв'язок між залишковим об'ємом легкоплавких евтектик і температурою змикання кристалітного каркасу має наступний математичний вираз:

$$T_K = T_S + V_K \cdot \left(T_L - T_S \right). \quad (7)$$

Таким чином, в процесі зварювання в залежності від характеру розподілу температур та характеристик металу конструкції, що зварюється, можна виділити різні зони, які визначають об'єм та характер розподілу розсіяної пошкодженості. Наявність несуцільності металу має вплив на поведінку металу конструкції при зовнішньому силовому впливі. Одним із визнаних підходів, які дозволяють врахувати цей фактор, є використання різних континуальних підходів із модифікацією поверхні текучості матеріалу в залежності від об'ємної концентрації рівномірно розподіленої несуцільності. Зокрема, найбільш вживаним при моделюванні є підхід Гурсона-Твергаарда-Нідлмана, в рамках якого поверхня текучості описується наступним чином [5]:

$$\Phi = \left(\frac{\sigma_i}{\sigma_T}\right)^2 - \left(q_3 \cdot f^*\right)^2 + 2 \cdot q_1 \cdot f^* \cdot \cosh\left(q_2 \cdot \frac{3 \cdot \sigma_m}{2 \cdot \sigma_T}\right) - 1, \quad (8)$$

де q_1, q_2, q_3 – константи, f^* – еквівалентна концентрація пор.

Величина еквівалентної концентрації пор, що фігурує в (8), визначається наступним чином:

$$f^* = \begin{cases} f, \text{ якщо } f \le f_c \\ f_c + \dfrac{f_u^* - f_c}{f_F - f_c} \cdot \left(f - f_c\right), \text{ якщо } f > f_c \end{cases} \quad (9)$$

де f_c – критичне значення концентрації несуцільності, до якого окремі пори не взаємодіють, прийнято вважати рівним 0,15; f_F – концентрація пор, при якій відбувається руйнування скінченного елемента; $f_u^* = 1/q_1$.

Напружений стан трубопроводів із тривимірними дефектами характеризується низькою жорсткістю $\frac{\sigma_m}{\sigma_i}$, тому поведінка матеріалу ТЕ може бути описана за допомогою поверхні текучості, запропонованої Понте-Кастанеда [6]:

$$\Phi = \left(1 + \frac{2}{3} \cdot f^*\right) \cdot \left(\frac{\sigma_i}{\sigma_T}\right)^2 + \frac{9}{4} \cdot f^* \cdot \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_T}\right)^2 - \left(1 - f^*\right)^2 = 0. \quad (10)$$

Слід зазначити, що граничний перехід $f^* \to 0$ переводить умови пластичного плину (8)–(10) в критерій Мізеса, тому це потрібно враховувати при побудові континуальних моделей напружено-деформованого стану конструкції із частковою схильністю окремих частин до в'язкого руйнування, зокрема, при зварюванні.

Зростання розмірів пор при інтенсивному пластичному плині металу описується законом Райса-Трейсі [7]:

$$\mathrm{d}R = R_0 \cdot K_1 \cdot \exp\left(K_2 \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_i}\right) \mathrm{d}\varepsilon_i^p, \quad (11)$$

де R, R_0 – поточний і початковий радіус пор, відповідно; σ_m – мембранне напруження; σ_i – інтенсивність напружень; $K_1 = 0{,}28$, $K_2 = 1{,}5$ – константи.

Моделювання кінетики теплового поля в процесі зварювання проводилося на основі чисельного розв'язання нестаціонарного рівняння теплопровідності із залежними від температури та стану матеріалу термокінетичними характеристиками: теплоємністю і теплопровідністю. Аналіз напружено-деформованого стану конструкції з позиції в'язкого руйнування в даній роботі проводився на основі результатів розв'язання крайової задачі термопластичності в наближенні ізотропного середовища змінного нетто-перерізу шляхом простежування розвитку пружно-пластичних деформацій і розподілу пор в'язкого руйнування при зварюванні та навантаженні трубопровідного елемента до граничного стану в рамках відповідної скінченно-елементної постановки. Зв'язок деформацій в такому разі визначається узагальненим законом Гука і асоційованим законом пластичного плину відповідно до наступних співвідношень [8–9]:

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \Psi\left(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m\right) + \delta_{ij}\left(K\sigma_m + \Delta\varepsilon_m + \Delta\rho_l\right) - \frac{1}{2G}\left(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m\right)^* + \left(K\sigma_m\right)^*, \quad (12)$$

де $i, j = r, \beta, z$ – просторові координати циліндричної системи (див. рис. 2, 3), $K = \dfrac{1-2\nu}{E}$, $G = \dfrac{E}{2\left(1+\nu\right)}$, E – модуль Юнга, ν – коефіцієнт Пуассона, Ψ – функція стану матеріалу, що визначається умовою пластичного плину, індекс «*» відносить змінну до попереднього кроку чисельного простежування.

Значення функції Ψ, що фігурує в (12), є мірою розвитку пластичного деформування і визначається критерієм пластичного плину. Зокрема, якщо брати за основу критерій Гурсона-Твергаарда-Нідлмана (10), розрахунок Ψ проводиться ітеруванням до виконання умов рівноваги і виконання наступних умов:

$$\Psi = \frac{1}{2G}, \text{ якщо } \sigma_i < \sigma_s = \sigma_T \sqrt{1 + \left(q_3 f^*\right)^2 - 2q_1 f^* \cosh\left(q_2 \frac{3\sigma_m}{2\sigma_T}\right)};$$
$$\Psi > \frac{1}{2G}, \text{ якщо } \sigma_i \geq \sigma_s. \tag{13}$$

Для випадку використання поверхні текучості в рамках моделі Понте-Кастанеда в (13) буде фігурувати наступний вираз для σ_s:

$$\sigma_s = \sigma_T \sqrt{\frac{\left(1-f^*\right)^2}{1+\frac{2}{3}f^*} - \frac{9}{4}\frac{f^*}{1+\frac{2}{3}f^*}\left(\frac{\sigma_m}{\sigma_T}\right)^2}. \tag{14}$$

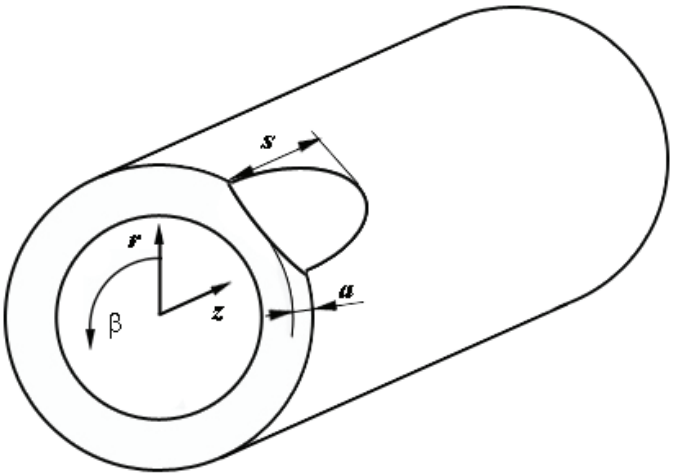


Рис. 3. Схема трубопровідного елемента з тривимірним дефектом стоншення стінки та вісі циліндричної системи координат

При суттєвому зростанні концентрації пор чи пластичній нестійкості окремих ділянок конструкції може вичерпатися деформаційна здатність матеріалу, в результаті чого мікронесуцільність в'язкого руйнування розвинеться в макродефектність. Критерієм макроруйнування, тобто втрати несучої здатності скінченного елемента, може слугувати наступний математичний вираз:

$$\Psi > \frac{1}{2G} + \frac{\varepsilon_f - \overset{*}{\varepsilon}_p}{1{,}5\sigma_i\left(\varepsilon_p, T\right)\left(1 - 2f^*/3\right)}, \tag{15}$$

де ε_f – гранична деформація металу, залежна від жорсткості напруженого стану.

Крім того, значний розвиток пористості матеріалу за в'язким механізмом викликає суттєве збільшення істинних напружень в металі конструкції і, як результат, його руйнування, тому з метою формулювання коректного та зручного для чисельного аналізу критерію руйнування конструкції до (16) може бути додана наступна умова:

$$\sigma_s \to 0\,. \tag{16}$$

Для моделі Гурсона-Твергаарда-Нідлмана, відповідно до (10), це є еквівалентним виконанню наступної умови:

$$\left(q_3 f^*\right)^2 - 2q_1 f^* \cosh\left(q_2 \frac{3\sigma_m}{2\sigma_T}\right) \to 0\,. \tag{17}$$

З (17) можна оцінити величину об'ємної концентрації критичної пористості, яка еквівалентна граничному переходу і обмежує границі використання запропонованих моделей умовою пластичної нестійкості:

$$f^* \to f_d^* = \frac{2 \cdot q_1}{q_3} \cdot \cosh\left(\frac{3 \cdot q_2 \cdot \sigma_m}{2 \cdot \sigma_T}\right). \tag{18}$$

Аналогічно наведеному, підхід Понте-Кастанеда дозволяє отримати наступні співвідношення для визначення граничного стану матеріалу при пластичній нестійкості в умовах невеликої жорсткості напруженого стану конструкції під дією граничних навантажень:

$$\frac{\left(1 - f^*\right)^2}{1 + \frac{2}{3} \cdot f^*} - \frac{9}{4} \cdot \frac{f^*}{1 + \frac{2}{3} \cdot f^*} \cdot \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_T}\right)^2 \to 0\,; \tag{19}$$

$$f^* \to f_d^* = \sqrt{\frac{9}{16} \cdot \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_T}\right)^2 - 1} - \frac{3}{4} \cdot \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_T}\right)^2. \tag{20}$$

Додатковою умовою руйнування пористого матеріалу є перевищення інтенсивності істинних напружень величини напружень мікровідколу S_K:

$$\frac{\sigma_1}{1 - 2 \cdot f/3} \geq S_K\,. \tag{21}$$

Формування поля головних напружень в стінці трубопроводу під дією зовнішнього силового впливу при настанні граничного стану конструкції визначається як власне розвитком пружно-пластичних деформацій при зварюванні та подальшому навантаженні, так і кінетикою зародження та накопичення розсіяного мікропошкодження. Зокрема, зміна поверхні текучості пористого матеріалу відповідно (8), (10) змінює характер полів напружень і впливає на розрахункове значення граничного тиску. Не обмежуючи загальність дослідження, було проведено моделювання характеру впливу зварювального циклу на стан конструкції на прикладі дугового зварювання ТЕ з алюмінієвого сплаву АМг6 (D = 260 мм, δ = 5,7 мм). Параметри опору даного матеріалу до різних видів руйнування вибрано наступними:

ε_c 0,015
f_0 0,05
f_{g0} 0,01
V_K 0,1

Результати розрахунку кінетики температурного поля та розвитку напружено-деформованого стану конструкції при монтажному зварюванні з погонною потужністю теплового впливу Q = 1,04 кВт/мм наведені на рис. 4. Розподіл напружень є типовим для монтажного зварювання окружних швів; при цьому вплив різної схильності до в'язкого руйнування матеріалу (зменшення ε_c з 0,015 до 0,010) проявляється в металі шва та ЗТВ відповідною неоднорідністю напружень, що показані на рис. 4в.

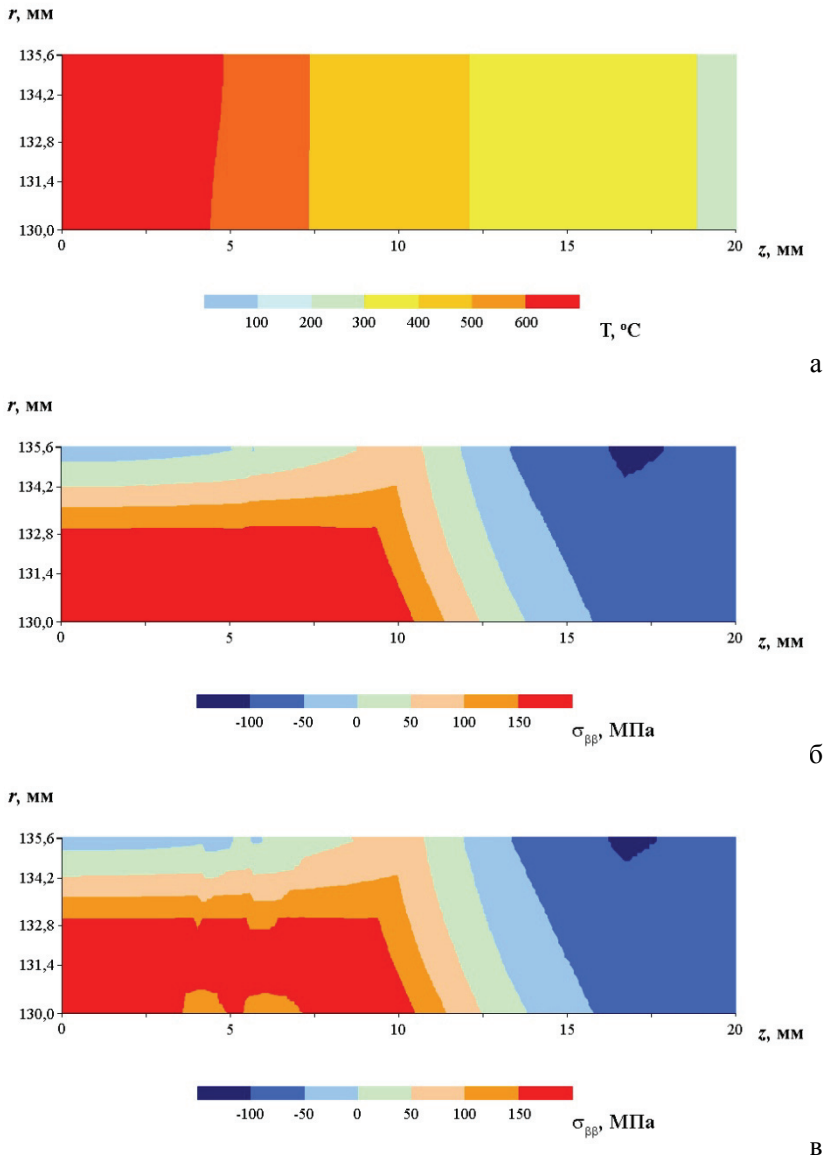


Рис. 4. Розподіл максимальних миттєвих температур при зварюванні алюмінієвого ТЕ – а, поля окружних залишкових напружень для випадків: б – ε_c = 0,015 і в – ε_c = 0,010

Це пояснюється характерною зміною природи руйнування металу при зварюванні, яка продемонстрована на рис. 5: при величині ε_c=0,015 основною причиною появи несуцільності є, перш за все, газові включення, поява яких в металі рідкої ванни не залежить в деформаційної здатності металу, і усадкова пористість в області твердо-рідкого стану матеріалу в діапазоні температур 560–640 °С (див. рис. 5а). Зменшення ε_c до 0,01 викликає появу суттєвої області мікронадривів, викликаних обмеженою деформаційною здатністю металу, що, фактично, знижує його технологічну міцність за механізмом, подібним до гарячого розтріскування, яке є характерним для зварювання алюмінієвих сплавів.

В разі появи напівеліптичного дефекту стоншення на зовнішній поверхні ТЕ, що розглядається, граничний тиск, який може витримати така конструкція, залежить від характеру подальшої появи, розвитку та взаємодії пористості, зумовленої зварюванням, і набутої при досягненні суттєвих значень зовнішнього силового впливу та відповідного в'язкого руйнування в області плавного концентратору.

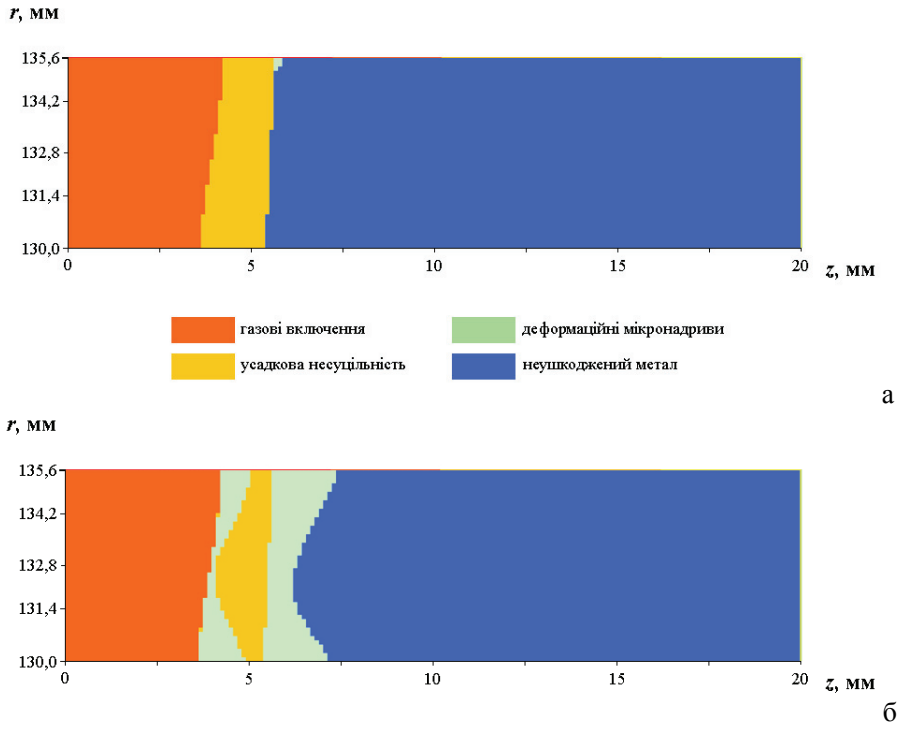


Рис. 5. Області появи мікронесуцільності металу при зварюванні алюмінієвого ТЕ (погонна потужність Q = 1,04 кВт/мм) для випадків ε_c=0,015 (а) і ε_c=0,010 (б)

Примітка: позначення областей на рис. 5б – відповідає позначенням на рис. 5а.

На рис. 6 показано розвиток пористості алюмінієвого трубопроводу із дефектом стоншення в області зварного шва при збільшенні внутрішнього тиску. Так, рівномірно розподілена мікронесуцільність в області металу шва та ЗТВ поступово розвивається і починає взаємодіяти із геометричним концентратором, що викликає пластичну нестійкість матеріалу ТЕ і його руйнування. Слід зазначити, що незначна жорсткість напруженого стану конструкції у випадку, що розглядається, не викликає суттєвого зростання об'ємної концентрації пор по мірі розвитку пластичних деформацій. Тому важливим показником ступеню пошкодженості конструкції при зварюванні є об'єм пор, що зароджуються при виконанні відповідних умов пластичного деформування чи температурних режимів при зварюванні.

Вплив параметрів схильності матеріалу до в'язкого руйнування ε_c, f_0 та f_{g0} на величину граничного тиску в зварному алюмінієвому ТЕ показано на Рис. 7. Із цих даних можна зробити висновок, що як параметри зародження газових включень, так і значення деформаційної здатності матеріалу мають невеликий вплив на граничний тиск в трубопроводі. Це пояснюється, зокрема, тим, що діапазон допустимого варіювання значення ε_c обмежений вимогами до технологічної міцності матеріалу: суттєвий розвиток в'язкого руйнування за механізмом мікронадриву переходить в макродефектність типу гарячих тріщин.

Зміна характеру теплової дії концентрованого джерела зварювального нагрівання викликає відповідні зміни кінетики температурного поля і термодеформаційних циклів. Як результат, відбувається зміщення зон формування пористості різної природи, в більшій чи меншій мірі проявляється схильність до деформаційного чи усадкового мікропошкодження металу в області зварювання. На рис. 8 – 9 наведено результати моделювання стану алюмінієвого ТЕ при різній погонній потужності зварювального джерела.

Із наведених даних (включно з результатами, показаними на рис. 4–5) можна зробити висновок, що зменшення теплового впливу при зварюванні призводить до більш жорсткого шляху накопичення пластичних деформацій, в результаті чого розширюються області пластичної нестійкості (див. рис. 8в). Це корелює з відомими вимогами до оптимізації параметрів зварювання алюмінієвих конструкцій з позиції зменшення їх схильності до появи гарячих тріщин.

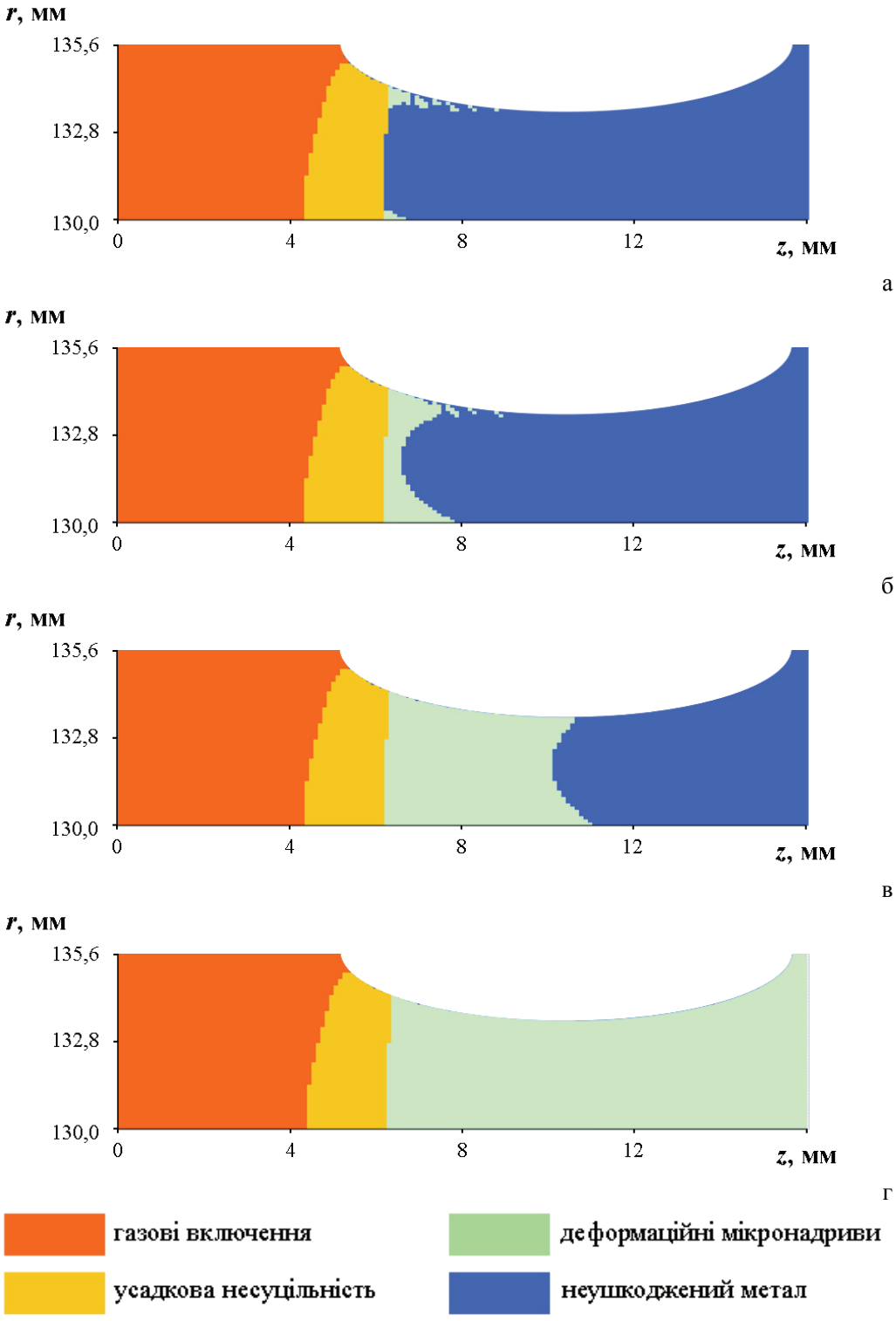


Рис. 6. Області появи мікронесуцільності металу при навантаженні внутрішнім тиском алюмінієвого ТЕ із виявленим дефектом стоншення біля кільцевого зварного шва при різних внутрішніх тисках в трубі: а – P=0 МПа; б – 4,0 МПа; в – 5,0 МПа; г – 5,8 МПа

Примітка: позначення областей на рис. 6а–6в відповідає позначенням на рис. 6г.

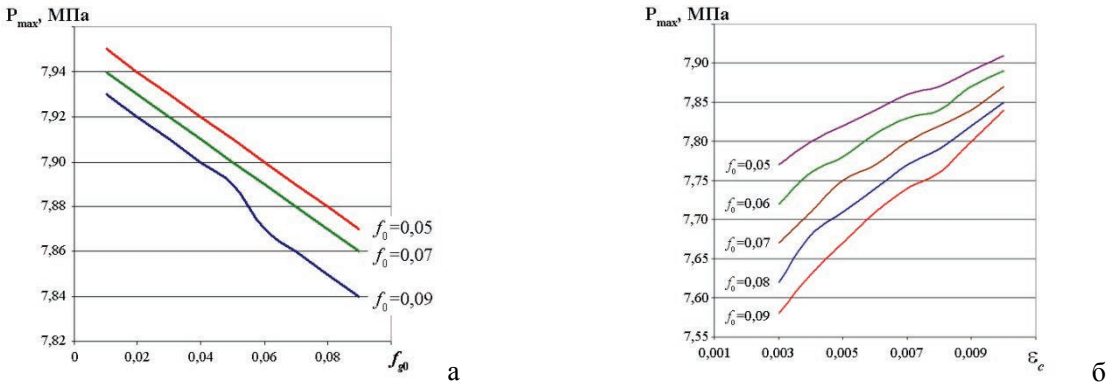


Рис. 7. Залежності значень граничного тиску в зварному алюмінієвому трубопроводі від f_{g0} – а і ε_c при різних значеннях – б

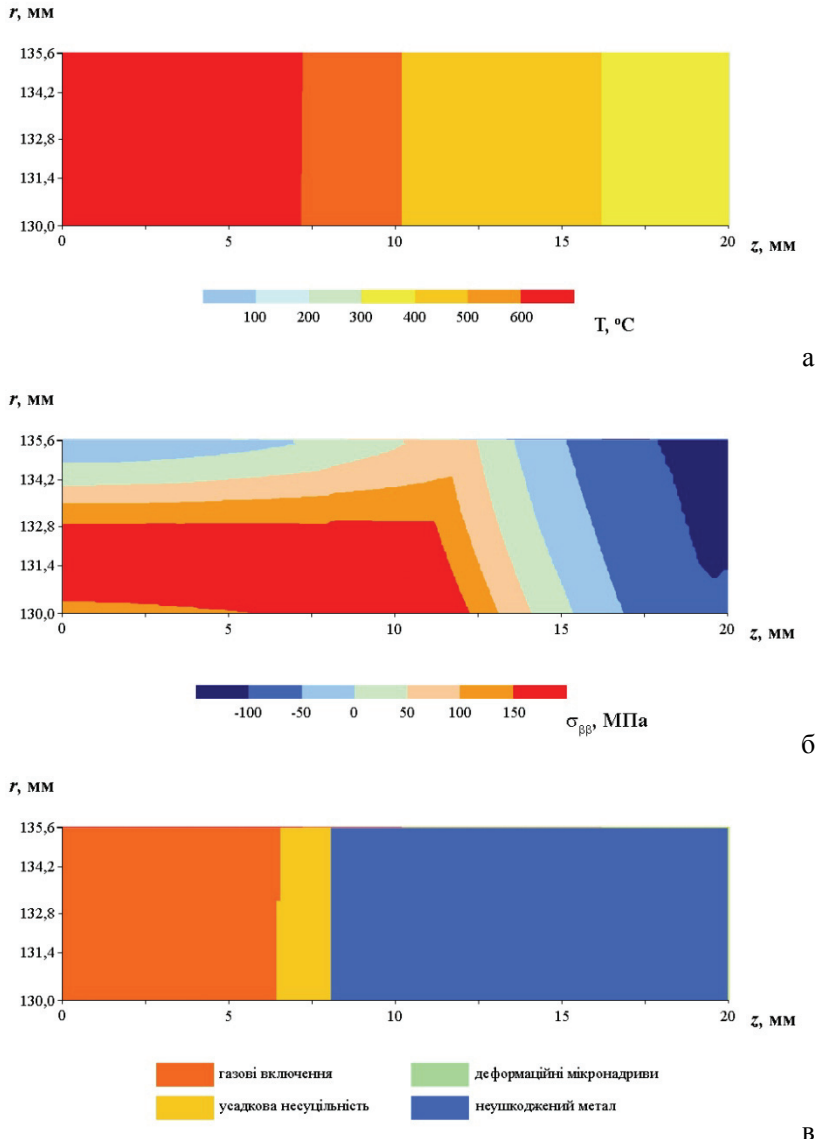


Рис. 8. Розподіл максимальних миттєвих температур при зварюванні алюмінієвого ТЕ – а, поля окружних залишкових напружень – б і області появи мікронесуцільності металу при зварюванні з погонною потужністю Q = = 1,38 кВт/мм –в

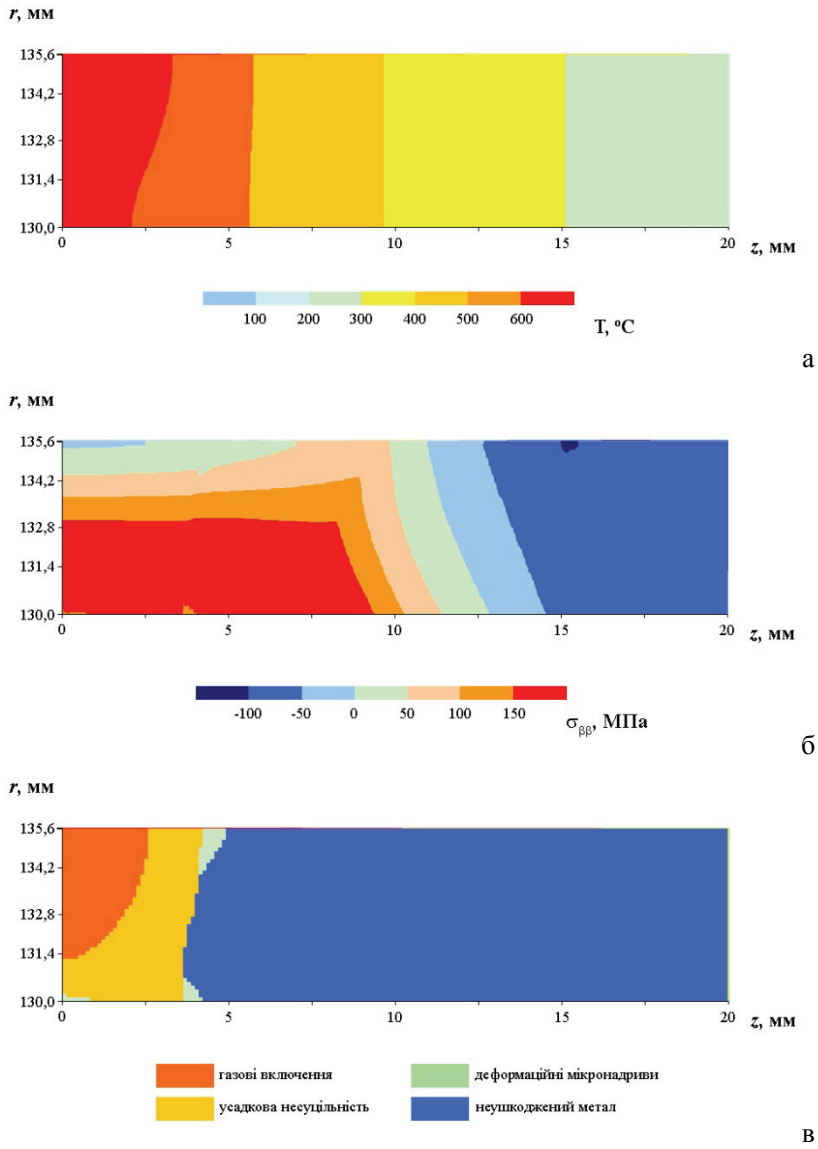


Рис. 9. Розподіл максимальних миттєвих температур при зварюванні алюмінієвого ТЕ – (а), поля окружних залишкових напружень – (б) і області появи мікронесуцільності металу при зварюванні з погонною потужністю Q = = 0,83 кВт/мм – (в)

Як показали результати розрахунків, в області геометричної аномалії формується тривимірний локальний концентратор головних напружень (див. Таблицю), що зумовлює відповідний масштаб в'язкого руйнування. В разі появи дефекту стоншення в на периферії кільцевого зварного шва взаємодія залишкових післязварювальних напружень і локальних експлуатаційних напружень в області дефекту зумовлює зміну характеру в'язкого руйнування дефектної конструкції і її граничного стану.

Розподіл головних напружень в стінці сталевого трубопроводу в області дефекту в різних осьових перерізах

	z, мм	3	262,5	435,5	550,8	627,7	679	713,1	735,9	751,1	761,2	768	772,5	775,5	778,5	781,5	784,5	787,5	790,5	793,5	796,5	799,5	802,5	805,5	808,5	811,5	814,5
r, мм																											
283,8		315	315	320	325	320	315	305	310	335	365	395	420	440	450	465	475	495	525	490	505	355					
281,9		315	315	320	320	315	310	300	300	325	355	380	400	420	430	440	455	470	490	480	520	405	420				
279,9		315	315	320	315	315	310	300	300	315	340	365	385	400	410	420	430	440	455	465	480	465	455	500	465	465	570
277,9		315	315	315	315	310	305	300	300	310	330	350	365	380	390	395	405	415	425	440	445	450	450	450	450	460	490
275,9		320	315	315	310	305	300	300	300	310	320	340	350	360	370	375	385	390	400	410	415	420	425	425	425	430	440
273,9		340	315	315	305	300	300	300	305	315	320	330	340	345	350	355	360	365	370	375	380	385	390	390	390	395	395
271,9		360	315	315	305	300	295	300	315	325	330	335	335	340	340	345	345	345	345	350	350	350	355	355	355	355	355
269,9		380	315	310	300	295	290	300	320	340	350	355	355	355	355	355	355	350	350	345	345	340	335	335	335	335	335
267,9		405	315	310	300	290	285	300	330	360	375	380	380	385	385	385	385	385	380	380	375	370	370	370	370	365	365

	z, мм	3	262,5	435,5	550,8	627,7	679	713,1	735,9	751,1	761,2	768	772,5	775,5	778,5	781,5	784,5	787,5	790,5	793,5	796,5	799,5	802,5	805,5	808,5	811,5	814,5
r, мм																											
283,8		320	320	325	325	320	315	300	310	350	400	445	450	425													
281,9		320	320	320	320	315	310	295	300	335	380	420	440	455													
279,9		320	320	320	320	315	310	295	295	320	360	395	425	445	450	470											
277,9		320	320	320	315	310	305	295	290	310	340	370	400	425	440	470	480	480	485	520							
275,9		320	320	315	310	305	300	295	295	300	325	350	370	390	405	425	435	450	475	515	545	560	560	555	570	555	550
273,9		340	320	315	310	300	300	300	300	310	315	330	345	360	370	380	390	405	420	440	455	470	475	480	480	480	475
271,9		360	320	315	305	300	295	300	310	325	330	335	335	340	340	345	345	355	360	370	375	385	390	395	395	395	395
269,9		380	320	315	300	295	290	300	320	345	355	360	355	355	350	345	340	335	330	325	315	315	315	310	310	310	310
267,9		400	320	310	300	290	285	300	330	365	390	390	390	385	375	365	355	345	330	315	305	295	290	285	280	280	280

	z, мм	3	262,5	435,5	550,8	627,7	679	713,1	735,9	751,1	761,2	768	772,5	775,5	778,5	781,5	784,5	787,5	790,5	793,5	796,5	799,5	802,5	805,5	808,5	811,5	814,5
r, мм																											
283,8		320	320	325	325	320	315	290	310	365	475																
281,9		320	320	320	320	320	310	290	300	345	425	415															
279,9		320	320	320	320	315	310	295	290	330	390	475	325														
277,9		320	320	320	315	310	305	295	285	310	355	440	460	480	555												
275,9		321	320	320	310	305	300	295	290	295	330	390	425	445	485	585	565	575	580	580	585						
273,9		340	320	315	310	305	300	295	300	300	310	345	370	390	415	440	460	475	500	535	595	600	560	550	555	555	555
271,9		360	320	315	305	300	295	300	310	320	330	330	335	335	345	355	365	380	395	420	445	460	485	495	505	505	505
269,9		380	320	315	300	295	290	300	320	345	360	355	345	335	330	325	320	320	320	315	315	310	310	315	315	316	316
267,9		400	320	310	300	290	285	300	330	365	390	390	370	350	335	315	300	295	285	260	220	185	160	150	145	145	145

Висновки

1.Розроблено комплексні методики чисельного прогнозування зародження, розвитку та взаємодії пористості металу сталевих і алюмінієвих трубопровідних елементів при їх монтажному зварюванні та подальшій експлуатації. Запропоновано критерії зародження усадкової, газової та деформаційної пористості металу ТЕ в неізотермічному випадку, реалізовано моделі для прогнозування розвитку напружено-деформованого стану трубопроводу під дією внутрішнього тиску та моменту згину із врахуванням наявності рівномірно розподіленої несуцільності в металі. Сформульовано критерії граничного стану зварних конструкцій на основі механіки в'язкого руйнування та пластичної нестійкості.

2. Розроблено комплексну взаємопов'язану модель напружено-деформованого стану зварних трубопровідних елементів із тривимірними дефектами несуцільності (типу локальних втрат металу, газових включень) і розвитку пор в'язкого руйнування в металі конструкції під дією внутрішнього тиску та моменту згину, методологічні рекомендації щодо визначення граничного стану трубопроводів із пошкодженням різної природи та ймовірності аварійних ситуацій.

1. *Makhnenko V.I., Pochinok V.E.* Strength Calculation of Welded Joints with Crack-Like Imperfections. – E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU, 2006. – 266 p.
2. *Математическое* моделирование язвенных дефектов на действующих нефте– и газопроводах и разработка численного метода оценки допустимых режимов дуговой заварки таких дефектов. /Махненко В.И., Бут В.С., Великоиваненко Е.А. и др. // Автоматическая сварка. – № 11. – 2001. – С. 3 – 10.
3. *Моделирование* процессов зарождения и развития пор вязкого разрушения в сварных конструкциях. // Великоиваненко Е.А., Розынка Г.Ф., Миленин А.С. и др./ Автоматическая сварка. – № 9. – 2013. – С. 26–31.
4. *Johnson G.R., Cook W.H.* Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures // EngineeringFracture Mechanics. – Vol. 21. – No. I. – 1985. – P. 31–48.
5. *Void* growth in an elastic-plastic medium // A. Needleman / Journal of Applied Mechanics. – № 39. – 1972. – P. 964–970.
6. *Ponte Castaneda, P., Zaidman, M.* 1994. Constitutive models for porous materials with evolving microstructure // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. – Vol. 42. – N 9. – 1994. – P. 1459–1497.
7. *Карзов Г.П., Марголин Б.З., Швецова В.А.* Физико-механическое моделирование процессов разрушения. Спб.: Политехника, 1993. – 391 с.
8. *Махненко В.И.* Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. Киев, Наукова думка, 1976, 320 с.
9. *Махненко В.И.* Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. Киев. Наукова думка. 2006, 618 с.

ПРОЕКТ 1.2

Розробка методологічних основ оцінки опору руйнування і ресурсу елементів обладання 1-го контуру АЕС з урахуванням дефектності, залишкової спадковості та повторних режимів експлуатаційного навантаження

УДК 539.4

РОЗРОБКА МЕТОДОЛОГІЧНИХ ОСНОВ ОЦІНКИ ОПОРУ РУЙНУВАННЯ І РЕСУРСУ ЕЛЕМЕНТІВ ОБЛАДНАННЯ 1-го КОНТУРУ АЕС З УРАХУВАННЯМ ДЕФЕКТНОСТІ, ЗАЛИШКОВОЇ СПАДКОВОСТІ ТА ПОВТОРНИХ РЕЖИМІВ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОГО НАВАНТАЖЕННЯ

В.В. ХАРЧЕНКО, член-кор. НАН України, **О.Ю. ЧИРКОВ**, д-р. техн. наук**,**
С.В. КОБЕЛЬСЬКИЙ, канд. техн. наук**, В.І. КРАВЧЕНКО**, канд. техн. наук
(Інститут проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України, Київ, Україна)

Розвинуто загальну методологію розрахунку на опір руйнуванню елементів обладнання петлі першого контуру реакторної установки ВВЕР, зокрема корпусів реакторів та парогенераторів, при моделюванні експлуатаційних і аварійних режимів навантаження. Із використанням розроблених методів розрахунку і програмного забезпечення встановлено суттєвий вплив на розрахункову оцінку опору руйнуванню корпусу реактора ВВЕР-1000 таких чинників, як деформаційна історія термосилового навантаження, врахування залишкової технологічної спадковості, регулярність і щільність скінченно-елементної сітки в околі фронту постульованої тріщини, процеси повторного навантаження. Показано, що при моделюванні термошоку поглиблені пружно-пластичні розрахунки на стадії розвантаження металу в околі фронту тріщини можуть дозволити обґрунтувати додаткові резерви міцності та ресурсу корпусу реактора, а неврахування історії пружно-пластичного деформування і залишкових технологічних напружень призводить до неконсервативної оцінки опору руйнуванню вузла приварки колектора до корпусу парогенератора ПГВ-1000М при моделюванні циклу експлуатаційного навантаження.

Ключові слова: *опір руйнуванню, корпус реактора, парогенератор, метод скінченних елементів, пружно-пластичне деформування, історія навантаження*

В теперішній час широкого поширення набула атомна енергетика. Її ефективність, надійність і безпека функціонування обумовлені застосуванням високих наукомістких технологій, що вимагають значного обсягу фундаментальних і прикладних досліджень. Для забезпечення безпечної експлуатації енергоблоків АЕС, обґрунтування продовження строків їх служби необхідна висококваліфікована науково-технічна підтримка. Велику увагу зокрема приділяють вирішенню завдань конструкційної міцності та оцінки ресурсу обладнання АЕС.

До основних напрямів досліджень з проблем забезпечення міцності і ресурсу елементів обладнання АЕС належать: критерії граничного стану і визначення деградації властивостей металу в процесі експлуатації, розрахунок кінетики напружено-деформованого стану (НДС), вплив залишкової технологічної напруженості і дефектності, сучасні підходи до оцінки опору металу руйнуванню і впровадження їх у практику розрахунків, обґрунтування і продовження термінів експлуатації.

Забезпечення цілісності корпусу реактора при всіх можливих режимах навантаження, враховуючи аварійні ситуації, є однією з основних умов безпечної експлуатації енергоблоків АЕС та продовження їх ресурсу. Корпус реактора є найбільш відповідальним елементом реакторної установки і термін його безпечної експлуатації практично визначає термін експлуатації енергоблоку АЕС. Для режимів роботи реакторів, спричинених аварійними ситуаціями, за основний критерій міцності і цілісності корпусу приймають його здатність опиратися крихкому руйнуванню.

Вирішення питань обґрунтування безпечної експлуатації, оцінки цілісності корпусу реактора та продовження його ресурсу суттєво залежить від достовірності результатів розрахункового моделювання кінетики НДС та визначення розрахункових параметрів механіки руйнування металу корпусу реактора.

© В.В. ХАРЧЕНКО, О.Ю. ЧИРКОВ, С.В. КОБЕЛЬСЬКИЙ, В.І. КРАВЧЕНКО, 2015

віднести коректне моделювання нелінійних ефектів поведінки металу – врахування залишкових технологічних напружень і деформацій, історії термосилового навантаження і пружно-пластичного деформування металу в околі фронту постульованої тріщини.

Застосування аналітичних методів до розв’язання нелінійних задач термомеханіки для тіл складної конструкційної форми, що перебувають у нестаціонарному і неоднорідному температурному полі, а також під впливом режимів складного силового навантаження виявляється в більшості випадків неприйнятним, тому що з їх допомогою важко отримати адекватні результати. Тільки з використанням чисельних методів моделювання НДС вдається суттєво наблизити розрахункові моделі і умови навантаження, до реальних, що значно підвищує ступінь достовірності отриманих результатів.

В теперішній час найбільш поширеним чисельним методом розв'язання прикладних задач термомеханіки є метод скінченних елементів (МСЕ). При застосуванні МСЕ потрібно враховувати, що для достовірного, адекватного фізичним процесам моделювання, необхідно забезпечити точність і збіжність скінченно-елементного розв’язку задачі, що залежить також від регулярності та щільності використовуваної сітки скінченних елементів. При розв’язанні задачі у пружно-пластичній постановці для визначення стійких розрахункових значень локальних параметрів руйнування, особливо на стадії розвантаження металу, потрібно забезпечити досить дрібне скінченно-елементне розбиття в околі фронту тріщини. Досвід розв’язання практичних задач свідчить про те, що для моделювання аварійних режимів навантаження корпусу реактора у скінченно-елементних розрахунках потрібно застосовувати величини кроку сітки в околі фронту тріщини на рівні десятків мікрон і менше.

Однією з важливих особливостей пружно-пластичного розв’язку, що виявляються при цьому, є наявність різкого зниження, так званої «спадної гілки», розрахункових значень коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) в кінці процесу його зміни від температури під час термошоку корпусу реактора. Дана обставина обумовлена виникненням локальної зони стискаючих напружень під час розвантаження металу перед фронтом тріщини. Перші такі результати пружно-пластичного аналізу було отримано в Інституті проблем міцності (ІПМіц) імені Г.С.Писаренка НАН України. Розрахункові значення КІН визначали за методикою, що базується на концепції *G*-інтегралу «закриття тріщини», а також *J*-інтегралу Черепанова-Райса, який обчислюється з використанням методу еквівалентного об'ємного інтегрування. Встановлено, що використання в розрахункових моделях корпусу реактора із постульованою тріщиною недостатньо дрібного скінченно-елементного розбиття біля вершини тріщини не дозволяє виявити локальні зони розвантаження, що спотворює залежність КІН від температури, отриману на досить густих сітках, коли має місце збіжність чисельних результатів розрахунку. Необхідно зазначити, що наявність наприкінці режиму охолодження корпусу реактора такої спадаючої гілки – досить важливий фактор при оцінці його ресурсу, оскільки дозволяє виявити додаткові резерви міцності для обґрунтування термінів продовження експлуатації.

Важливим фактором для розрахунку кінетики НДС та оцінки опору руйнуванню корпусу реактора є врахування історії навантаження, зокрема, технологічної спадковості. Поля залишкових напружень і деформацій у зоні стикових зварювальних з'єднань, антикорозійного наплавлення і основного металу корпусу реактора формуються і перерозподіляються внаслідок виконання технологічних операцій зварювання, термічної обробки, нанесення захисного шару металу наплавленням на внутрішню поверхню корпусу, високого відпуску і гідравлічних випробувань на заводі-виробнику. В сучасній практиці розрахунків на опір руйнуванню корпусів реакторів застосовують різні підходи до оцінки та врахування залишкових напружень і деформацій у зонах наплавлення і зварних з'єднань. Результати розрахункового аналізу залежать від адекватного врахування залишкових напружень і деформацій, які можуть помітно впливати на розрахункову оцінку опору руйнуванню.

Розрахунковий аналіз процесів формування та перерозподілу напружень в конструкції з залученням уточнених розрахункових моделей набуває також особливої актуальності у зв'язку з періодичним виявленням тріщиноподібних дефектів у вузлах приварки колекторів до корпусу парогенератора ПГВ-1000М у зоні зварного шва № 111.

У більшості публікацій, присвячених розрахунковому обґрунтуванню міцності конструкцій АЕС, розрахунки НДС вузла приварки «гарячого» колектора до корпусу парогенератора ПГВ-1000М виконано в лінійно-пружній постановці. Вперше в розрахунковій практиці результати аналізу тривимірного НДС

вузла приварки були отримані в ІПМіц НАН України. Моделювання експлуатаційних режимів навантаження із застосуванням тривимірних моделей таких вузлів, що враховують вплив елементів приєднаного обладнання петлі першого контуру реакторної установки, а надалі з урахуванням історії пружно-пластичного деформування і нетривіального впливу технологічних операцій зварювання і термообробки при виготовленні та ремонті, дозволило виявити високий рівень розтягуючих напружень у вузлі в місці появи пошкоджень.

Кінетику формування і перерозподілу полів напружень і деформацій у вузлі приварки колектора до корпусу парогенератора ПГВ-1000М не вивчено в повній мірі, що визначає актуальність досліджень у цьому напрямку. Більш того, потенційна можливість появи і розповсюдження тріщиноподібних дефектів у вузлах приварки обумовлює необхідність удосконалення методики розрахунку НДС і опору руйнуванню для отримання уточнених результатів оцінки конструкційної міцності.

Таким чином, методика розрахункового обґрунтування опору руйнуванню елементів обладнання АЕС повинна передбачати розв'язання крайових задач неізотермічної термопластичности і задач механіки руйнування при моделюванні режимів нестаціонарного термосилового навантаження. Під час виконання розрахункового аналізу потрібно враховувати спільний вплив таких чинників, як історія термосилового навантаження, неоднорідність нагрівання та охолодження, пластичне деформування, процеси повзучості і релаксації, поля залишкових напружень і деформацій, неоднорідність фізико-механічних властивостей металу і їх залежність від температури, зміна опору металу руйнуванню внаслідок експлуатаційних впливів і деградації початкових властивостей металу, просторовий характер НДС, жорсткість/податливість конструкцій приєднаного обладнання, постулювання і схематизація дефектів, розрахункові моделі із вбудованими тріщинами, повторне навантаження.

Викладене вище свідчить, що пружно-пластичне моделювання кінетики НДС та аналіз деформованих конструкцій АЕС на опір металу руйнуванню належать до числа найбільш складних задач математичної фізики, проблем механіки матеріалів і конструкцій.

Оскільки розв’язання нестаціонарних і нелінійних крайових задач термомеханіки і задач механіки руйнування – досить складна розрахункова процедура, практична реалізація якої може призводити до неприйнятних обчислювальних витрат, розрахунок на опір руйнуванню з урахуванням всіх перерахованих факторів для повного спектру розрахункових варіантів навантаження досліджуваних конструкцій АЕС не є можливим.

Більш того, відомі комерційні програмні засоби, в основу розрахункового аналізу яких покладено МСЕ, у ряді випадків виявляються недостатньо точними і ефективними у разі розв’язання таких складних специфічних прикладних задач механіки пружно-пластичного руйнування, тому що велика розмірність дискретної задачі і суттєва нелінійність властивостей металу в околі фронту розрахункової тріщини можуть призвести до втрати стійкості або порушення збіжності обчислювальних процесів.

Через це необхідно розробити більш досконалу методику проведення розрахункових досліджень, яка передбачає нові підходи та алгоритми розв'язання крайових задач неізотермічної термопластичності і задач механіки руйнування, а також побудову адекватних розрахункових схем і моделей, застосування сучасних концепцій механіки руйнування для оцінки цілісності корпусних конструкцій АЕС, зокрема корпусів реакторів та парогенераторів.

За останні роки в ІПМіц НАН України удосконалено загальну методологію розрахунку на опір руйнуванню корпусів реакторів ВВЕР і парогенераторів при моделюванні експлуатаційних та аварійних режимів термосилового навантаження. Сформульовано основні положення пружно-пластичного розрахунку кінетики НДС з урахуванням деформаційної історії термосилового навантаження, полів залишкових технологічних напружень і деформацій, а також реалізовано методику визначення параметрів руйнування вздовж фронту постульованих тріщин на основі енергетичних підходів обчислення параметрів руйнування в дискретних моделях МСЕ. Реалізація алгоритму розв’язання крайової задачі неізотермічної термопластичності здійснюється з використанням розробленої кроково-ітераційної процедури на основі змішаної схеми МСЕ, яка забезпечує неперервну апроксимацію як для переміщень, так і для напружень і дозволяє визначати параметри НДС і механіки руйнування з високим ступенем точності.

Розрахунок на опір руйнуванню корпусів реакторів ґрунтується на положеннях сучасних нормативних документів і передбачає два етапи: спрощений розрахунок на опір крихкому руйнуванню для

визначення найбільш небезпечних аварійних режимів і місць розташування постульованих дефектів; уточнений розрахунок на опір руйнуванню у пружно-пластичній постановці з уведенням постульованих дефектів до розрахункової моделі для найбільш несприятливих варіантів навантаження. Уточнений розрахунок на опір руйнуванню корпусу реактора виконується для найбільш небезпечних аварійних режимів і місць розташування постульованих тріщин, визначених у результаті спрощеного розрахунку.

Загальна схема розрахунку НДС вузла приварки складається з трьох етапів: розрахунок глобального НДС з використанням моделі петлі першого контуру реакторної установки; уточнений розрахунок локального НДС вузла приварки з врахуванням результатів розрахунку глобального НДС; розрахунок локального НДС з уведенням постульованих і схематизованих дефектів до розрахункової моделі фрагмента вузла приварки. Розрахунок глобального НДС виконується для визначення граничних умов, які використовуються при аналізі локального НДС вузла приварки. Використання розрахункової моделі вузла приварки з заданими граничними умовами дозволяє врахувати взаємний вплив парогенератора і елементів приєднаного обладнання на визначення локального НДС від впливу температури і тиску теплоносія.

Поглиблений пружно-пластичний розрахунок НДС проводиться в три етапи: розрахункова оцінка полів залишкових напружень і деформацій в області зварних з'єднань і наплавлення; моделювання режимів термообробки і визначення залишкової технологічної спадковості; розрахунок кінетики НДС і опору руйнування для досліджуваних режимів навантаження.

Далі розглянуто деякі важливі особливості пружно-пластичного аналізу кінетики НДС на прикладі розрахунків з визначення температурної залежності КІН для металу зварного шва № 4 корпусу реактора ВВЕР-1000 та оцінки КІН для поверхневої тріщини, розташованої в найбільш проблемному місці конструкції вузла приварки гарячого колектора теплоносія до корпусу парогенератора ПГВ-1000М.

Для виконання розрахунків кінетики НДС корпусу реактора ВВЕР-1000 побудовано наступні тривимірні моделі: 1) повна скінченно-елементна модель, що складається з циліндричної частини з еліптичним днищем, зони вхідних і вихідних патрубків для приєднання головного циркуляційного трубопроводу теплоносія, сферичної кришки і опорного бурта; 2) модель циліндричної частини корпусу реактора з урахуванням конусного переходу і опорного бурта; 3) фрагмент моделі циліндричної частини корпусу реактора із вбудованою напівеліптичною тріщиною, повністю або частково розташованою в металі зварного шва (рис. 1).

Повну модель корпусу реактора використовували для визначення нестаціонарних температурних полів при моделюванні режимів аварійного охолодження активної зони. Наступне розв'язання пружно-пластичної задачі проводили для циліндричної частини корпусу реактора з використанням процедури «проектування» температурних розподілів, отриманих для повної моделі, на скінченно-елементну сітку циліндричної частини корпусу реактора. Розв'язання пружно-пластичної задачі для розрахункового фрагмента циліндричної частини корпусу із вбудованою постульованою тріщиною виконували за результатами розрахунку циліндричної частини.

Аналіз впливу щільності скінченно-елементних сіток в околі вершини постульованої тріщини проведено для характерного режиму охолоджування корпусу реактора ВВЕР-1000. На рис. 2 наведено результати пружно-пластичних розрахунків у тривимірній постановці із вбудованою у скінченно-елементну модель розрахунковою тріщиною з урахуванням полів післязварювальних напружень і деформацій. Постулювали піднаплавну колову напівеліптичну тріщину з відношенням півосей 0,3 і глибиною 15 мм, розташовану в металі зварного шва № 4. За результатами розрахунків отримано температурну залежність КІН для найбільш глибокої точки фронту тріщини при варіюванні кроків сітки в околі її вершини. У площині, перпендикулярній фронту тріщини, використовували рівномірну сітку з рівною кількістю розбиття у двох напрямках, кількість розбиття вздовж фронту тріщини задавали так, щоб для найбільш глибокої точки фронту тріщини співвідношення кроків сітки у площині і вздовж фронту не перевищувало трьох. Для проведення розрахункового аналізу використовували чотири варіанти кроків сітки: 275 × 290, 55 × 70, 11 × 24 і 2 × 5 мкм.

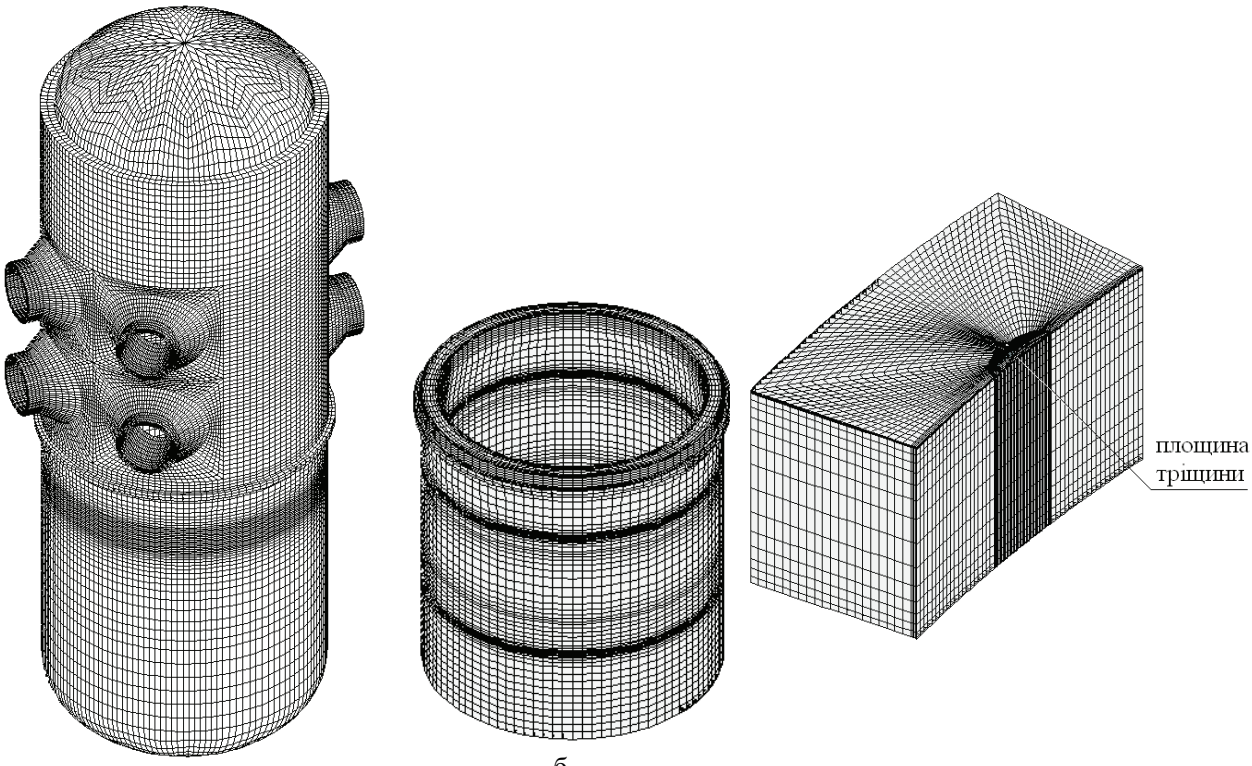


Рис. 1. Розрахункові моделі корпусу реактора ВВЕР-1000: а — повна модель; б — модель циліндричної частини; в — ½ частина фрагменту з вбудованою тріщиною

З наведених графіків випливає, що найбільша розбіжність у результатах пружно-пластичного розрахунку спостерігається на спадній гілці температурної залежності КІН, що пов'язано з величиною кроку сітки при моделюванні розвантаження металу перед вершиною фронту тріщини наприкінці режиму охолоджування. Використання рідких сіток не дозволяє виявити локальну зону розвантаження, що спотворює температурну залежність КІН, отриману на досить густих сітках. Зазначена обставина є досить суттєвим фактором, оскільки більш точне врахування розвантаження металу перед фронтом тріщини дозволяє виявити додаткові резерви міцності корпусу реактора і, отже, його ресурсу. Однак, для цього потрібно обґрунтувати адекватність застосовуваних розрахункових моделей фізичним процесам деформування і руйнування матеріалу у вершині тріщини.

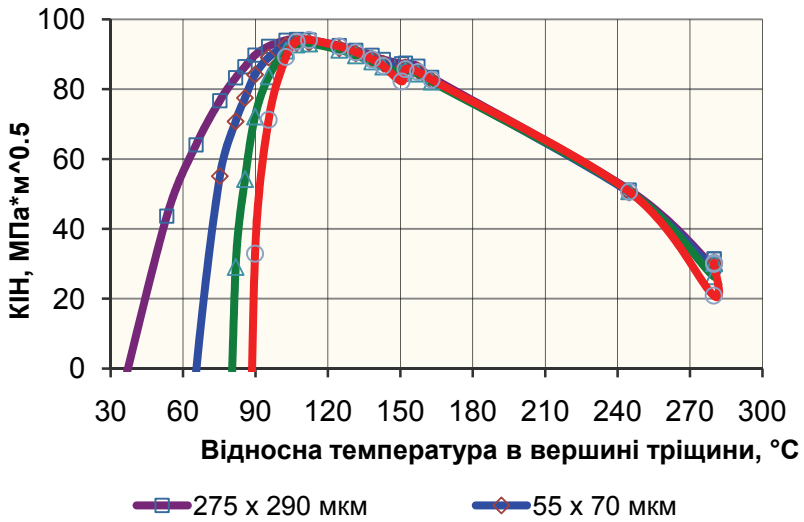


Рис. 2. Вплив щільності скінченно-елементного розбиття на розрахунок температурної залежності КІН для найбільш глибокої точки піднаплавної колової напівеліптичної тріщини глибиною 15 мм

Ще одним важливим фактором, що впливає на описання температурної залежності КІН на ділянках зі спадною гілкою, є врахування історії пружно-пластичного деформування металу корпусу реактора при термошоці. Дійсно, згідно з наведеними вище результатами, при виконанні розрахунку з досить густою скінченно-елементною сіткою врахування деформаційної історії навантаження дозволяє виявити локальну зону розвантаження металу перед фронтом тріщини і отримати спадну гілку для температурної залежності КІН наприкінці режиму охолодження корпусу реактора. Якщо ж розрахунок проводити без урахування історії пружно-пластичного деформування, наприклад, у лінійно-пружній постановці або з використанням деформаційної теорії пластичності, то отримана залежність КІН від температури вже не містить ділянку різкого зниження значень КІН наприкінці режиму охолодження, причому відсутність спадної гілки має місце не тільки при використанні рідких, але і досить густих сіток скінченних елементів в околі фронту тріщини.

На рис. 3 представлено дані розрахунків щодо впливу урахування історії пружно-пластичного деформування металу на визначення температурної залежності КІН при аварійному охолодженні корпусу реактора. Розглядали три варіанти розв'язання задачі: 1) пружно-пластичний розрахунок з урахуванням деформаційної історії навантаження на основі рівнянь теорії текучості; 2) пружно-пластичний розрахунок з використанням рівнянь деформаційної теорії пластичності; 3) лінійно-пружний розрахунок без урахування деформаційного зміцнення металу.

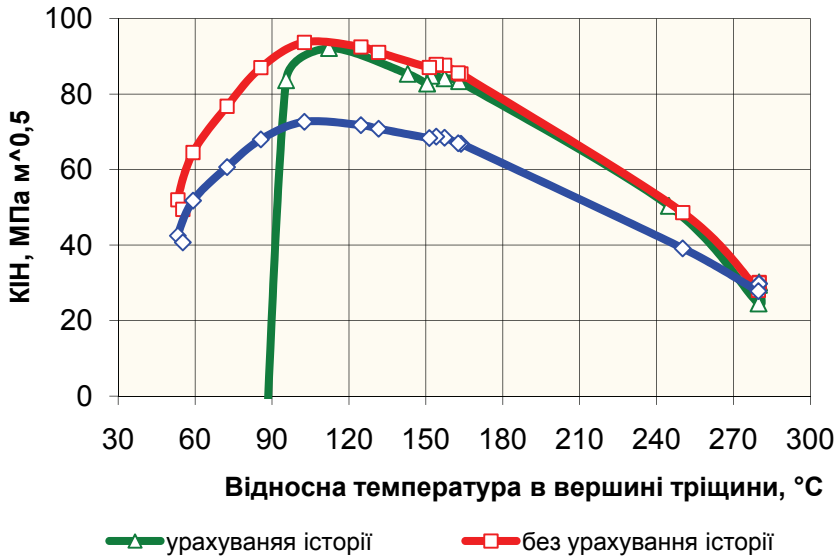


Рис. 3. Вплив історії навантаження на визначення температурної залежності КІН для найбільш глибокої точки піднаплавної кругової напівеліптичної тріщини глибиною 15 мм

При пружно-пластичному моделюванні процесу охолодження корпусу реактора розрахунок напружень і деформацій для поточного етапу навантаження проводили з урахуванням полів залишкових напружень і деформацій, отриманих для попереднього етапу навантаження. Розрахунок на основі деформаційної теорії пластичності і розрахунок у лінійно-пружній постановці проводили без урахування деформаційної історії навантаження, тобто, кожний етап процесу навантаження розраховували за умови, що корпус реактора вільний від початкових напружень і деформацій.

Розрахунки проводили в тривимірному представленні для піднаплавної колової напівеліптичної тріщини з відношенням півосей 0,3 і глибиною 15 мм, розташованої в металі зварного шва № 4 корпусу реактора ВВЕР-1000, при моделюванні характерного режиму охолодження. Для врахування залишкових напружень і деформацій після наплавлення і зварювання використовували процедуру stress-free-temperature і метод додаткового осьового навантаження 100 МПа. У площині, перпендикулярній фронту тріщини, використовували рівномірну сітку з величиною кроку 5,5 мкм в околі найбільш глибокої точки фронту тріщини, вздовж фронту тріщини величину кроку сітки поблизу цієї точки приймали рівним 21 мкм.

Показані на рис. 2 графіки зміни КІН від температури, отримані на підставі проведених розрахунків, дозволяють зробити наступні висновки. Насамперед, за результатами пружного розрахунку отримано занижені значення КІН порівняно з пружно-пластичним моделюванням історії навантаження, тобто, використання підходів лінійної механіки руйнування призводить до неконсервативної оцінки опору руйнуванню металу корпусу реактора та завищеної оцінки допустимих навантажень. У разі пружно-пластичного розрахунку максимальні значення КІН приблизно на 26 ... 28% більші, ніж за пружного розрахунку. Крім того, застосування деформаційної теорії пластичності до аналізу опору руйнуванню корпусу реактора при термошоці, а також розрахунок у лінійно-пружній постановці не дозволяють виявити локальну зону розвантажування металу перед фронтом тріщини і, отже, отримати спадну гілку наприкінці режиму аварійного охолодження корпусу реактора навіть при використанні досить густих скінченно-елементних сіток в околі фронту тріщини.

Отже, наявність спадної гілки на кінцевій ділянці зміни залежності КІН від температури обумовлено впливом на результати розрахунку двох основних чинників: щільністю скінченно-елементного розбиття в околі фронту тріщини і врахуванням історії пружно-пластичного деформування металу за моделювання умов аварійного охолоджування корпусу реактора.

Важливим фактором для розрахунку кінетики НДС та оцінки опору руйнуванню корпусу реактора є врахування технологічної спадковості. Розрахунковий аналіз проводили для п'яти варіантів врахування полів залишкових технологічних напружень, що застосовуються у світовій практиці: 1) процедура «stress-free-temperature»; 2) нагрівання до температури високого відпуску і охолодження до нормальної температури; 3) процедура «stress-free-temperature» з додатковим навантаженням, коли у зварювальних з'єднаннях виникають розтягувальні напруження 100 МПа; 4) нагрівання до температури високого відпуску, охолодження до нормальної температури з додатковими розтягуючими напруженнями 100 МПа; 5) пружно-пластичний розрахунок з урахуванням повного циклу формування та перерозподілу полів залишкових напружень і деформацій.

Результати пружно-пластичних розрахунків отримано для піднаплавної кільцевої тріщини глибиною 15 мм, розташованої в металі зварного шва № 4 корпусу реактора ВВЕР-1000 при моделюванні характерного режиму аварійного охолодження. Величина кроку рівномірної сітки в околі вершини тріщини дорівнювала 0,1 мкм.

Згідно з отриманими результатами розрахунку врахування залишкових напружень за варіантами 1) і 2) призводить до розбіжності результатів обчислення КІН менше 1%. Однак, отримані таким чином значення КІН суттєво неконсервативні порівняно з одержаними за іншими варіантами врахування залишкових напружень, оскільки, по суті, враховано тільки залишкові напруження, що виникають після нанесення антикорозійного наплавлення на внутрішню поверхню корпусу реактора, і не враховано залишкові напруження у зварних швах.

Одним з можливих способів врахування залишкових напружень після зварювання є метод додаткового навантаження, при використанні якого в циліндричних обичайках корпусу реактора виникають додаткові осьові розтягуючи напруження 100 МПа. Ця величина пов'язана з рівнем залишкових напружень після зварювання за певного поєднання технологічних параметрів.

Розрахунки з використанням методу додаткового навантаження призводять до більш високих значень КІН при термошоці. При цьому результати розрахунків КІН для 3) і 4) варіантів помітно відрізняються тільки на початковому етапі охолодження і практично збігаються на ділянках з максимальними значеннями КІН.

Пружно-пластичний розрахунок з урахуванням повного циклу формування та перерозподілу полів залишкових напружень при моделюванні технологічних операцій зварювання та нанесення антикорозійного наплавлення призводить до менш консервативних оцінок допустимої критичної температури крихкості порівняно з варіантами 3) і 4), в яких враховано додаткове навантаження. У той же час, ці оцінки є більш консервативними порівняно з оцінками за варіантами розрахунку 1) і 2), в яких не враховують залишкові напруження в зоні зварного шва.

Вплив повторного навантаження на результати розрахункової оцінки опору руйнуванню корпусу реактора ВВЕР-1000 враховували моделюванням двох послідовних циклів навантаження, що включають експлуатаційні режими і аварійні ситуації. Розрахунки виконували в тривимірній постановці для

характерного режиму аварійного охолодження з урахуванням залишкових напружень і деформацій у зонах зварних з'єднань і наплавлення. Постулювали піднаплавну кругову напівеліптичну тріщину глибиною 25 мм із відношенням півосей 0.3, розташовану в металі зварного шва № 4. Вважали, що кожен цикл навантаження складається з наступних режимів: гідравлічні випробування, повне розвантаження після гідровипробувань, нормальні умови експлуатації, аварійне охолодження. Розрахункову тріщину враховували при моделюванні першого і другого циклів навантаження, починаючи з режиму аварійного охолодження активної зони реактора.

Результати розрахунків свідчать, що на етапах аварійного охолодження врахування повторного навантаження призводить до зростання розрахункових значень КІН в найбільш глібокої точці тріщині и зменшенню максимально допустімої крітічної температури кріхкості металу зварного шва на 5ºС. Отже, при обгрунтуванні та продовженні ресурсу корпусу реактора врахування повторного навантаження призводить до більш консервативної оцінки термінів його безпечної експлуатації.

Більш того, якщо порівняти результати розрахунків визначення КІН для випадків постулювання тріщини на початку першого і другого циклів навантаження, то отримаємо наступні висновки. При постулюванні тріщини на початку першого циклу навантаження розрахункові значення КІН в найбільш глибокій точці тріщини помітно вищі, ніж на початку другого, що призводить до зменшення максимально допустимої критичної температури крихкості на 8,5°С і, як наслідок, до більш консервативної оцінки ресурсу корпусу реактора. Однак, якщо засобами неруйнівного контролю піднаплавні тріщини не було виявлено після аварійного охолодження реактора, врахування повторного навантаження при оцінці опору руйнуванню дозволяє виявити додаткові резерви міцності та ресурсу корпусу реактора.

Для оцінки впливу врахування деформаційної історії навантаження на опір руйнуванню вузла приварки гарячого колектора до корпусу парогенератора ПГВ-1000М моделювали наступний цикл експлуатаційного навантаження: гідравлічні випробування по першому і другому контурах, повне розвантаження після гідровипробувань, нормальні умови експлуатації. За початковий стан приймали поля залишкових напружень і деформацій, отриманих внаслідок розрахункового моделювання технологічних операцій зварювання і термообробки. Розрахунок НДС проводили у пружно-пластичній постановці з урахуванням і без урахування історії навантаження. Розрахунок без урахування історії навантаження здійснювали за режимом нормальних умов експлуатації шляхом одноразового навантаження парогенератора при вільному від напружень початковому стані.

Для виконання розрахунків створено тривимірну скінченно-елементну модель петлі першого контуру реакторної установки, що містить корпус парогенератора, гарячий і холодний колектори теплоносія, вузли приварки колекторів до корпусу парогенератора, гаряча і холодна гілки головного циркуляційного трубопроводу, головний циркуляційний насос і корпус реактора з патрубками для входу і виходу теплоносія (рис. 4).

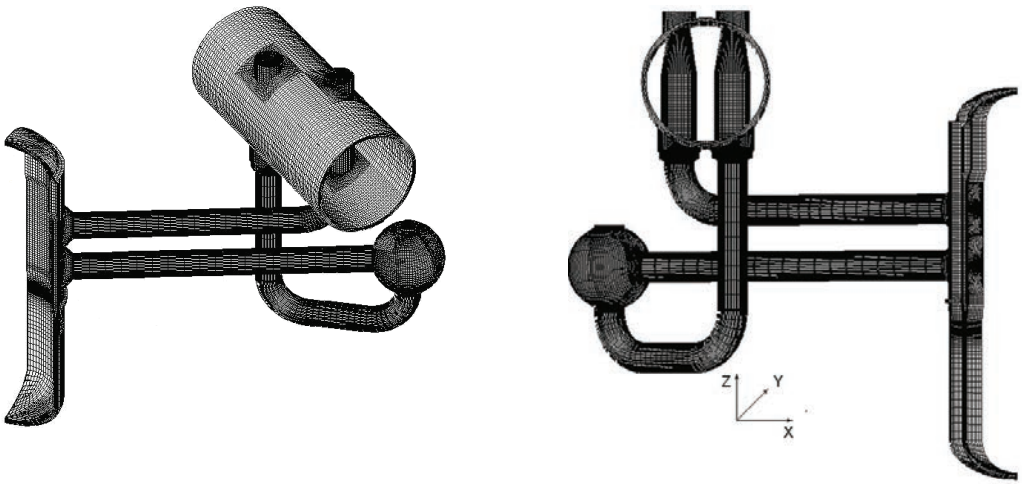


Рис. 4. Скінченно-елементна модель петлі реакторної установки

Розв’язок пружно-пластичної задачі за визначенням локального НДС вузла приварки отримано із застосуванням процедури фрагментації повної скінченно-елементної моделі. Розрахункову оцінку опору

руйнуванню проводили для фрагмента вузла приварки гарячого колектора із вбудованою в області галтельного переходу постульованою тріщиною. Скінченно-елементні моделі фрагментів вузла приварки показані на рис. 5.

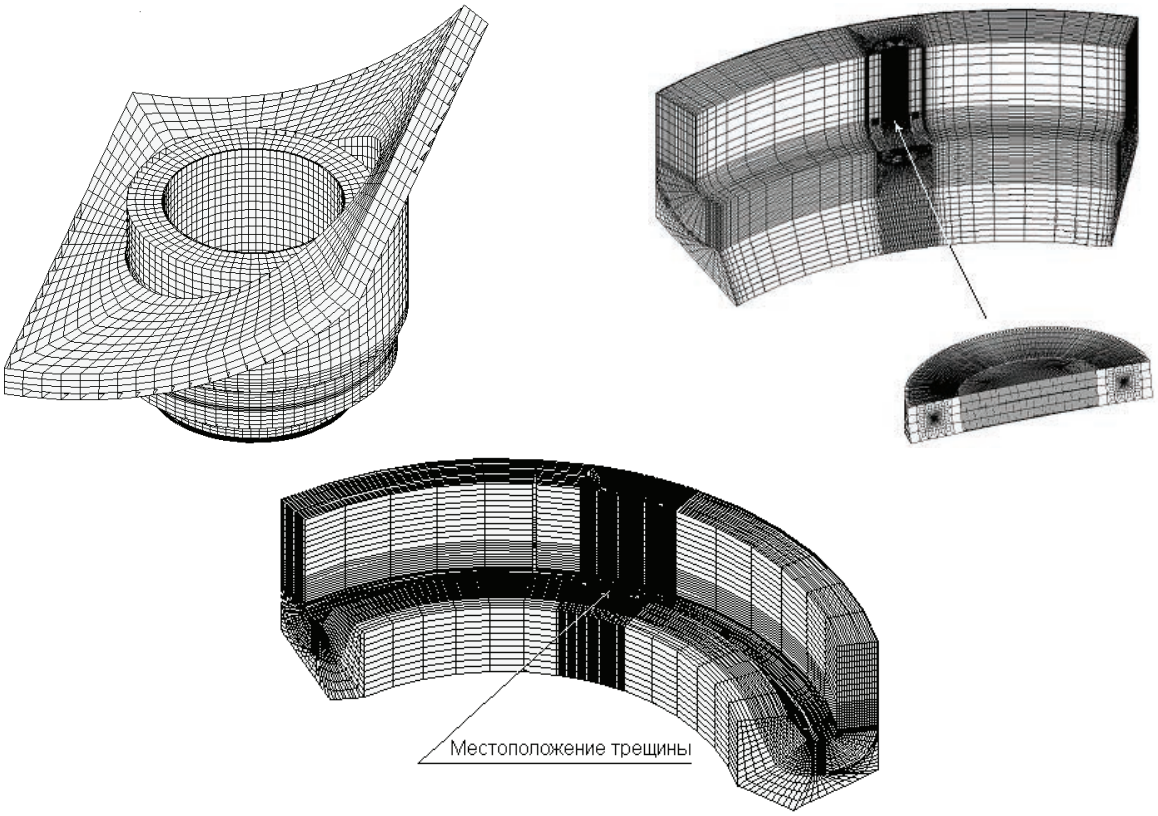


Рис. 5. Скінченно-елементні моделі фрагментів вузла приварки із вбудованою тріщиною

На рис. 6 показано у збільшеному масштабі деформований стан петлі першого контуру реакторної установки ВВЕР-1000 для режиму нормальних умов експлуатації. Згідно з результатами розрахунків максимальне поздовжнє переміщення елементів петлі відносно осі корпусу реактора становить 62.1 мм. За даними результатів розрахунків ДКБ «Гідропрес», дане переміщення становить 63.3 мм.

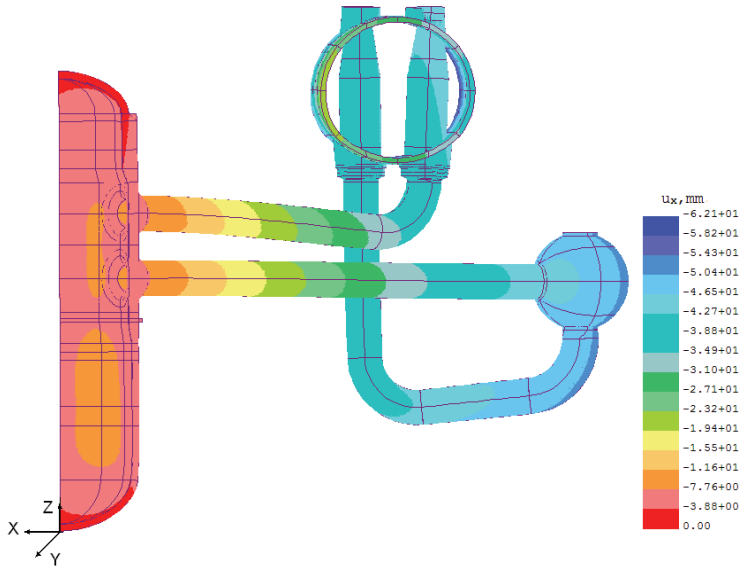


Рис. 6. Деформований стан петлі реакторної установки ВВЕР-1000 для режиму нормальних умов експлуатації

При аналізі опору руйнуванню вузла приварки постулювали поверхневу колову напівеліптичну тріщину глибиною 18 мм і відношенням півосей 2/3, що розташована в зоні максимальної напруженості галтелі вузла приварки. Розподіли розрахункових значень КІН вздовж фронту поверхневої колової тріщини для режиму нормальних умов експлуатації показано рис. 7.

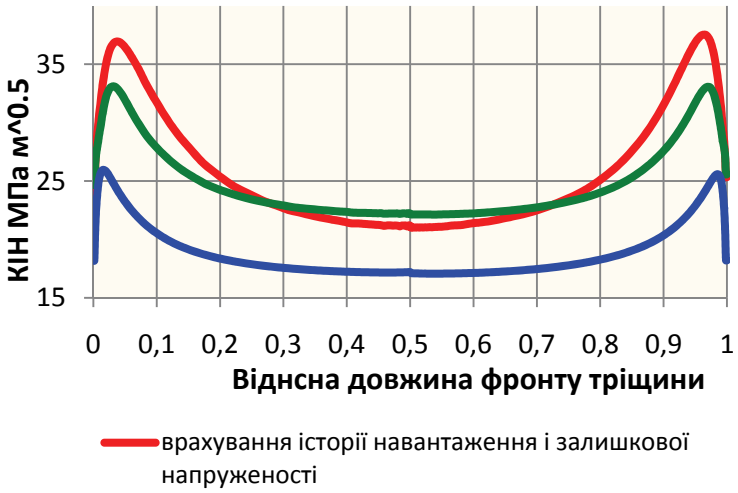


Рис. 7. Вплив історії навантаження і залишкової напруженості на визначення КІН вздовж фронту для поверхневої колової тріщини у вузлі приварки для режиму нормальних умов експлуатації

Відповідно до отриманих результатів, історія навантаження і залишкова технологічна спадковість суттєво впливають на розрахункові значення КІН вздовж всього фронту тріщини. Аналіз результатів розрахунків свідчить, що неврахування історії навантаження і залишкової напруженості призводить до зниження максимальних значень КІН на 43 % в області, що примикає до внутрішньої поверхні патрубка, і на 19 % в найбільш глибокій точці тріщини. Таким чином, неврахування історії навантаження і залишкової напруженості при моделюванні циклу експлуатаційного навантаження призводить до неконсервативної оцінки опору руйнуванню вузла приварки.

Для оцінки впливу повторного навантаження на визначення розрахункових значень КІН аналізували два варіанти моделювання двох послідовних циклів експлуатаційного навантаження парогенератора. У першому варіанті постулювали тріщину на початку першого циклу навантаження, у другому - на початку другого циклу. Розрахунки проводили з урахуванням історії пружно-пластичного деформування та залишкової напруженості. Згідно з результатами розрахунку, повторне навантаження вузла приварки з тріщиною призводить до незначного підвищення максимальних значень КІН до 3 % в області, що примикає до внутрішньої поверхні патрубка. При постулюванні тріщини на початку другого циклу навантаження спостерігається зниження розрахункових значень КІН на 5-9 % уздовж всього фронту тріщини. Отже, якщо засобами експлуатаційного контролю стану металу вузла приварки поверхневі дефекти не зафіксовано після початкових циклів навантаження, врахування деформаційної історії навантаження при повторних циклах навантаження дозволяє виявити додаткові резерви опору руйнуванню і ресурсу вузла приварки.

Резюме. На основі сучасних підходів розрахункового аналізу розвинуто загальну методологію розрахунку з обґрунтування конструкційної міцності елементів обладнання першого контуру АЕС, зокрема корпусів реакторів та парогенераторів, при моделюванні експлуатаційних та аварійних режимів термосилового навантаження. Показано, що вирішення питань обґрунтування безпечної експлуатації, оцінення цілісності корпусу реактора і продовження його ресурсу суттєво залежать від результатів пружно-пластичного розрахунку кінетики НДС, адекватного врахування полів залишкових технологічних напружень і деформацій, достовірної оцінки параметрів механіки руйнування.

Встановлено, що уточнені пружно-пластичні розрахунки на стадії розвантаження металу в околі фронту тріщини у разі термошоку можуть дозволити обґрунтувати додаткові резерви міцності та ресурсу корпусу реактора, а неврахування деформаційної історії навантаження і залишкової технологічної спадковості призводить до неконсервативного оцінення опору руйнуванню вузла приварки колектора

теплоносія до корпусу парогенератора ПГВ-1000М у разі моделювання циклу експлуатаційного навантаження.

Основні результати прикладних досліджень, отримані за останні роки із застосуванням розроблених методів розрахункового аналізу відображені в публікаціях [1-4] а також використані під час виконання державної експертизи результатів робіт з розрахункового обґрунтування міцності і опору руйнуванню корпусів реакторів ВВЕР-1000 згідно договорів з ДНТЦ ЯРБ Державної інспекції ядерного регулювання України, за результатами яких приймалося рішення про продовження термінів експлуатації енергоблоку № 1 Хмельницької, енергоблоку № 1 Південно-Української, енергоблоків № 1 та № 2 Запорізької та енергоблоку № 3 Рівненської АЕС. В теперішній час проводяться розрахункові роботи з продовження терміну експлуатації у понадпроектний період елементів обладнання енергоблоків № 1-3 Рівненської АЕС.

Проведені дослідження свідчать про ефективність запропонованих підходів і можливість застосування розроблених методів розрахунку і програмного забезпечення для розв’язання широкого спектру наукових і прикладних задач щодо обґрунтування міцності елементів обладнання АЕС.

Пріоритетний напрямок у розвитку розроблених методів розрахунку пов'язане з вирішенням актуальних задач в атомній галузі щодо забезпечення та обґрунтування продовження термінів безпечної експлуатації обладнання АЕС. Доцільність теоретичних і розрахункових досліджень у даному напрямку обумовлена створенням загальної методології поглибленого розрахунку щодо моделювання кінетики процесів опору руйнуванню з урахуванням пружно-пластичної поведінки металу, залишкової технологічної спадковості та історії навантаження, а також удосконаленням сучасних розрахункових моделей і методів аналізу для обґрунтування конструкційної міцності і ресурсу елементів обладнання АЕС.

1. *Харченко В.В., Пиминов В.А., Чирков А.Ю. и др.* Упругопластический расчёт на сопротивление разрушению элементов оборудования 1-го контура АЭС // Пробл. прочности. – 2013. – № 4 – С. 14 – 26.
2. *Харченко В.В., Чирков А.Ю.* Современные подходы к оценке сопротивления разрушению элементов ответственного оборудования АЭС с ВВЭР // Физико-технические проблемы современного материаловедения.– в 2-х т. – К.: Академпериодика. – 2013. – т. 1. – С. 425 – 439.
3. *Чирков А.Ю., Харченко В.В., Кобельский С.В. и др*. Напряжённое состояние узла приварки коллектора теплоносителя к корпусу парогенератора ПГВ-1000М при воздействии эксплуатационных нагрузок с учётом остаточных технологических напряжений // Пробл. прочности. – 2013. – № 4 – С. 98 – 106.
4. *Харченко В.В., Чирков А.Ю., Кобельский С.В. и др.* Особенности расчетной оценки сопротивления хрупкому разрушению корпусов атомных реакторов при термошоке // Прочность материалов и элементов конструкций . – Киев: Ин-т проблем прочности им. Г.С.Писаренко НАН Украины, 2011. – С. 436 – 447.

ПРОЕКТ 1.3

Розробка технології формування деформаційно-дифузійних зміцнених шарів на поверхні деталей гідроциліндрів з титанового сплаву ВТ22 для забезпечення підвищеного рівня службових характеристик

УДК 669.295

ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОТРИВКОСТІ ДВОФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ22 ШЛЯХОМ ДЕФОРМАЦІЙНО-ДИФУЗІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ

І.М. ПОГРЕЛЮК, доктор техн. наук, **Т.М. КРАВЧИШИН**, **С.М. ЛАВРИСЬ**, канд. техн. наук
(Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України)

Запропоновано нове вирішення науково-технічної задачі підвищення зносотривкості високоміцного двофазного титанового сплаву ВТ22 шляхом забезпечення регламентованого приповерхневого і об'ємного зміцнення при суміщенні термічної та хіміко-термічної обробок в одному технологічному циклі. Розроблено і створено устаткування, яке дозволяє відтворювати технологічний регламент штатної термічної обробки титанового сплаву ВТ22 і забезпечувати температурно-часовий та газодинамічний режим азотування в одному технологічному циклі. Обґрунтовано параметри ХППД (обкочування) та режими наступного азотування, суміщеного з термічною обробкою, за яких при комбінованому обробленні сплаву ВТ22 формуються приповерхневі зміцнені шари з високими триботехнічними характеристиками, які відповідають регламенту ТЗ № 148.00.4111.110.000.73, розробленого спільно з ДП «АНТОНОВ» та Інститутом надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля.

Ключові слова: *високоміцний двофазний титановий сплав ВТ22, азотування, зміцнені поверхневі шари, обкочування, комбінована поверхнева обробка, зносотривкість*

1. Вступ. На даний час однією з актуальних проблем для авіаційної промисловості є створення надійних зносотривких покриттів на внутрішніх та зовнішніх поверхнях деталей гідроциліндрів зі сплаву ВТ22. Низька гідравлічна щільність через високу пористість, вірогідність локального відшарування внаслідок недостатньої адгезії до матеріалу основи при використанні гальванічних покриттів хрому та нікелю для поверхневого зміцнення робочих поверхонь циліндрів гідросистем літальних апаратів не забезпечують надійного їх ресурсу і довговічності [1-3].

Для вирішення означеної проблеми необхідно використовувати покриття, які б мали високу адгезію з основою, запорукою чого є наявність між функціональною плівкою і титановою матрицею перехідного дифузійного шару достатньої глибини, міцності, з градієнтом властивостей. Вказані якості можуть бути отримані методом термодифузійного насичення поверхневого шару елементами втілення з контрольованого газового середовища, зокрема, азотуванням [4, 5]. Попереднє здрібнення структури поверхневого шару методами холодного пластичного деформування (обкочування, вигладжування, протягування) призводить до збільшення площі міжзерених границь, що сприяє інтенсифікації дифузійних процесів, збільшенню глибини дифузійного шару, підвищенню його міцності, тобто формуванню високофункціонального поверхневого шару [6, 7]. Комбінування методів холодного пластичного деформування і термодифузійного насичення відкриває можливості для створення покриттів з функціональними характеристиками нового рівня, керування їх властивостями за рахунок варіювання технологічними режимами у широкому діапазоні.

2. Матеріал і методики. Структура сплаву ВТ22 у стані поставки являла собою нерівноосну структуру, орієнтовану в напрямку переважного течіння металу в процесі гарячої деформації. Мікротвердість сплаву у стані поставки – 2970 МПа.

Азотування здійснювали на установці, яка розроблена та виготовлена у ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України (рис. 1) і дозволяє проводити насичення як в розрідженій динамічній атмосфері азоту, так і в статичних умовах при атмосферному тиску газу, а також відтворювати технологічний регламент термічної

© І.М. ПОГРЕЛЮК, Т.М. КРАВЧИШИН, С.М. ЛАВРИСЬ, 2015

обробки сплаву (циклічні зміни температури, швидкості нагрівання та охолодження), забезпечуючи температурно-часовий та газодинамічний режим азотування в одному технологічному циклі. На установці можна обробляти деталі різної конфігурації діаметром до 180 мм і довжиною до 350 мм.

Рис. 1. Установка для термічної обробки в вакуумі та контрольованих газових середовищах

3. Результати і обговорення. ***3.1. Закономірності термодифузійного насичення азотом двофазного титанового сплаву ВТ22***. Щоб оцінити ефективність азотування для поверхневого зміцнення титанового сплаву ВТ22, досліджували кінетику його насичення в атмосфері молекулярного азоту в діапазоні температур 800…950 °С на базі 10 год. Оброблення ізотерм азотування дозволило визначити кінетичні константи ($K_ρ$, E, A) процесу насичення сплаву азотом (табл. 1) [8].

Таблиця 1. Кінетичні характеристики азотування титанового сплаву ВТ22

Показник степеня n				Кр, г2/(см4×с)				A, г2/(см4×с)	E, кДж/моль
800	850	900	950	800	850	900	950		
1,8	2,1	1,9	1,7	$2,6\times10^{-12}$	$8,2\times10^{-12}$	$16,4\times10^{-12}$	$52,4\times10^{-12}$	$4,1\times10^{-2}$	217,5

Макроструктурні дослідження засвідчили, що зміна забарвлення поверхні зразків після термодифузійного насичення в азоті за температур 800...850 ºС помірна. Поверхня змінює відтінок від світло-сіро-золотистого до світло-жовтого. Зі збільшенням ізотермічної витримки від 1 до 10 год зразки набувають насиченого золотистого кольору. При цьому фактор часу інтенсивніше змінює забарвлення поверхні, ніж фактор температури, особливо за подовження експозиції від 1 до 5 год.

Після азотування зразків при 900...950 ºС з подовженням тривалості ізотермічної витримки колір поверхні міняє відтінок від сіро-золотистого за 900 ºС, 1 год до жовто-коричневого за 950 ºС, 10 год. Причому забарвлення поверхні вже більше змінюється саме за підвищення температури насичення, а не зі збільшенням часу ізотермічної витримки. Після витримки 1 год поверхня втрачає блиск.

Сформована на поверхні після термодифузійного насичення в азоті плівка, за результатами рентгенівського фазового аналізу, складається лише з нітридів основного металу - δ-нітриду TiN_x та ε-нітриду Ti_2N. Нітридів іншого складу чи нітридів легувальних елементів ні методом рентгенівського фазового аналізу, ні методом мікрорентгеноспектрального аналізу не виявлено. Загалом, результати рентгенівської дифрактометрії ілюструють формування, розвиток, зміну превалюючих орієнтацій та ріст шаруватої нітридної плівки з поверхневим δ-нітридом TiN_x.

Профілометричними дослідженнями поверхні зразків виявлено, що азотування за вказаних температурно-часових параметрів процесу погіршує якість поверхні на 2 - 3 класи (середня висота мікронерівностей R_a профілю поверхні зразків сплаву до азотування 0,05 мкм, що відповідає 11 квалітету чистоти згідно з ГОСТ 2789 – 73). Причому в діапазоні температур 800…850 °С параметр R_a хоча і зростає з підвищенням температури насичення та тривалості експозиції, проте залишається в межах одного квалітету чистоти (9-ий клас), як і за росту температури від 800 до 950 °С упродовж однакового часу

насичення (1 h). За температури 900°С якість поверхні погіршується на клас після 10 год, а за температури 950 °С – після 5 год.

Про ефект поверхневого зміцнення сплаву після азотування свідчить підвищення поверхневої твердості зразків та формування азотованого шару, глибину якого визначали як прямим методом (металографічно) за структурними змінами у поверхневих шарах, так і методом мікротвердості як зону, що перевищує твердість осердя зразка на δH=0,2 ГПа. Встановлено, що зі збільшенням параметрів хіміко-термічної обробки поверхнева твердість сплаву зростає і, загалом, за досліджуваних температурно-часових параметрів насичення знаходиться в межах 6,7…17,6 ГПа. Залежності глибини азотованого шару від температурно-часових параметрів азотування, виміряні різними методами, корелюють між собою (табл. 2). За глибиною азотованого шару, яку виявляли металографічно, фіксували менші глибини проникнення азоту в титан, що підтверджує думку про те, що оцінювання глибини азотованого шару методом мікротвердості достовірніше відображає результат дифузійних процесів у титановій матриці [9].

Таблиця 2. Вплив температурно-часових параметрів азотування на глибину зміцненої зони (*l*, мкм) сплаву ВТ22, визначену різними методами ($l_М$ – за зміною мікротвердості; l_S - за зміною структури)

Т, °С	τ, год					
	1		5		10	
	$l_М$	l_S	$l_М$	l_S	$l_М$	l_S
800	16	9	46	44	72	58
850	24	20	48	22	54	29
900	17	14	28	21	67	58
950	33	29/5	57	50	96	71

Розподіл твердості по перерізу азотованих зразків сплаву свідчить, що зі збільшенням температурно-часових параметрів хіміко-термічної обробки зростає рівень поверхневого зміцнення: криві за вищих параметрів розміщуються в області більших значень твердості (рис. 2).

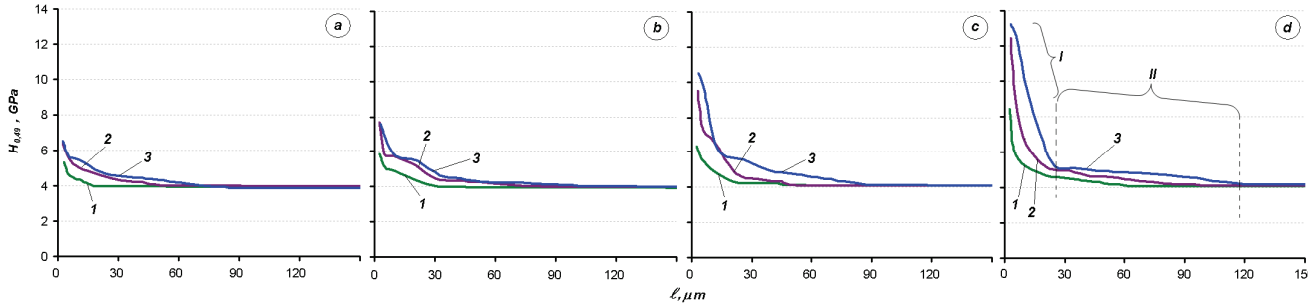


Рис. 2. Розподіл мікротвердості по перерізу приповерхневих шарів зразків сплаву ВТ22 після азотування: *a* – 800 °С; *b* – 850 °С; *c* – 900 °С; *d* – 950 °С; *1* – 1 год; *2* – 5 год; *3* – 10 год

За високих температур (900…950 °С) та тривалих витримок (5…10 год) на кривих розподілу мікротвердості по глибині зміцненого шару можна чітко розрізнити дві зони. Перша (рис. 2*d*, *I*) – відносно неглибока, з високим рівнем зміцнення та різким градієнтом твердості по її перерізу. Друга (рис. 2*d*, *II*) – відчутно глибша, з твердістю, що слабо змінюється по перерізу і ненабагато перевищує твердість матриці. Очевидно, що формування таких зон пов'язано зі структурними перетвореннями у поверхневих зміцнених шарах: формуванням α_N шару β→α перетвореної (стабілізованої азотом) структури у вигляді смуги слабкого травлення (найбільш насиченої азотом) та перехідного $\alpha_N + \beta_N$ шару із змішаною (α+β) - структурою. Шар α_N потовщується з підвищенням температури насичення і з подовженням ізотермічної витримки.

Після азотування у діапазоні 800…850 °С та 900 °С за експозиції 1 год формування шару α_N малопомітне. На противагу цьому у поверхневій зоні спостерігаємо зародження зерен α-фази, що укрупнюються з підвищенням температури та зі збільшенням часу експозиції. При цьому глибина азотованого шару, порівняно з азотуванням за температур 800 та 950 °С, дещо менша (табл. 2) і не пов'язана з методом її оцінки. З підвищенням температури в діапазоні 850…900 °С, який охоплює поліморфне перетворення сплаву (840…880 °С), в (α+β)-структурі матриці зростає кількість β-фази,

взаємодії якої з азотом контролює формування дифузійної зони. Перетворення β→α утруднюється, оскільки розчинність азоту в β-титані низька, а дифузійні константи високі [10].

Таким чином, ґрунтуючись на спостережуваних структурних перетвореннях у поверхневих шарах та результатах поверхневого зміцнення, можна стверджувати, що швидкість формування азотованого шару лімітується β→α перетворенням, реалізація якого пов'язана з високою енергією активації [11]. Це гальмує дифузію азоту вглиб, а відтак товщина газонасиченого шару зменшується. Подібні ефекти фіксували і під час іонного азотування титанових сплавів в діапазоні 550…600 °С зі збільшенням у них кількості β-фази [12].

3.2. Перспектива суміщення термічної і хіміко-термічної обробок двофазного титанового сплаву ВТ22. На відміну від однофазних, термодифузійне азотування високоміцного (α + β)-титанового сплаву ВТ22 за діючими в авіаційній галузі технологічними інструкціями (ТИ16-654-02 «Азотування титанових сплавів») хоча і забезпечує необхідний рівень поверхневого зміцнення, проте нівелює результат попередньої термічної обробки, яка задає рівень об'ємного зміцнення матеріалу. Вирішення задачі отримання регламентованого приповерхневого зміцнення за регламентованого об'ємного зміцнення базувалося на ідеї суміщення хіміко-термічної та термічної обробок сплаву в одному технологічному циклі.

Згідно інструкції ВІАМ 635-76, ПИ1.2.051-78 (ДП «Антонов») сплав ВТ22 піддають штатній термічній обробці (ШТО), яка забезпечує найкраще поєднання міцнісних та пластичних властивостей (σ_B на рівні 1078 ... 1274 МПа). Виходячи з вищеозначеного, вирішено було реалізовувати азотування в рамках ШТО (рис. 3). Для цього необхідно було оптимізувати параметри хіміко-термічної обробки і оцінити отримані характеристики поверхневого зміцнення на предмет відповідності регламенту.

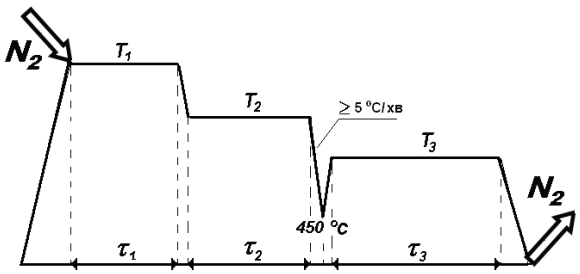


Рис. 3. Базовий режим азотування сплаву ВТ22: T_1 = 820 °С; T_2 = 750 °С; T_3 = 600 °С; τ_1 = 3 год; τ_2 = 1 год; τ_3 = 4 год; p_{N2} = = 1 Па

Дослідження показали, що збільшення тривалості азотування на першому ступені T_1 хіміко-термічної обробки приводить до збільшення приповерхневого зміцнення, забезпечуючи регламентований його рівень (≥ 6 ГПа) за експозиції $\tau_1 \geq 5$ год. Коли τ_1=3 год, глибина зміцненого шару не відповідає регламенту (50…80 мкм). За збільшення витримки τ_1 від 3,5 до 6,5 год поверхнева твердість практично не змінюється, а глибина зміцненого шару потовщується майже в 1,5 рази (з 40 до 60 мкм). Криві розподілу мікротвердості по перерізу приповерхневих шарів зміщуються в область вищих значень твердості.

Мікроструктурні дослідження показали, що подовження ізотермічної витримки мало впливає на структуру матриці сплаву ВТ22, проте дещо збільшує відстань між колоніями субзерен α-фази (рис. 4 *а, б, в*). Зміни структури по перерізу зміцненої зони не спостерігали (рис. 4 *г, д, е*). Поверхнева нітридна плівка за довшого часу ізотермічної витримки τ_1 потовщується (рис. 4 *г, д, е*).

Дослідження впливу парціального тиску азоту (p_{N2}=1, 10 і 10^5 Па) на рівень приповерхневого зміцнення показав, що за вищого тиску азоту поверхнева твердість зменшується за нижчого навантаження (0,49 Н), проте практично не змінюється за вищого (0,981 Н) (табл. 3), тобто градієнт твердості по перерізу приповерхневих зміцнених шарів зменшується.

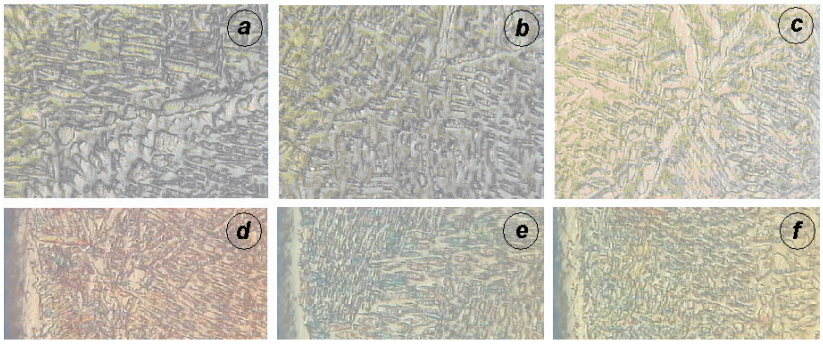


Рис. 4. Структура матриці сплаву ВТ22 (*а, б, в*) та приповерхневих шарів (*г, д, е*) після азотування *а, г* - τ_1= 3,5 год*; б, д* - τ_1= = 5 год; *в, е* - τ_1= 6,5 год

Таблиця 3. Поверхнева мікротвердість H_μ та глибина зміцненої зони ℓ сплаву ВТ22 після азотування

Параметри зміцнення	T_1 = 820 °С						
	p_{N2} = 1 Па			p_{N2} = 10 Па		p_{N2} = 10^5 Па	
	τ_1, год			τ_1 = 6,5 год		τ_1, год	
	3,5	5	6,5	Охолодження в азоті	Вакуумування при 600 °С	6,5	8
$H_{0,49}$, ГПа	10,1	7,2	10,0	8,9	8,7	8,5	8,8
$H_{0,981}$, ГПа	7,4	5,9	6,8	7,1	6,8	6,8	7,1
ℓ, мкм	40	45	60	60	40	50	65

За тиску азоту 10^5 Па глибина зміцненої зони зменшується (табл. 3), проте збільшується товщина поверхневої нітридної плівки (рис. 5 *г, д, е*). За парціальних тисків азоту 1 та 10 Па глибина зміцненої зони практично однакова. Мікроструктурні дослідження показали, що зміна тиску азоту мало впливає на структуру матриці сплаву ВТ22 (рис. 5 *а, б, в*). Зміни структури по глибині зміцненої зони не спостерігали (рис. 5 *г, д, е*).

Збільшення часу витримки τ_1 з 6,5 до 8 год за тиску азоту 10^5 Па супроводжується зниженням градієнту мікротвердості у поверхневих шарах, зростає товщина нітридної плівки та глибина зміцненої зони (на 15 мкм) (табл. 3, рис. 5). Довша ізотермічна витримка впливає на структуру матриці сплаву ВТ22. Розмір субзерен α-фази зростає, а самі зерна набувають більш видовженої форми (рис. 5, *в, е*).

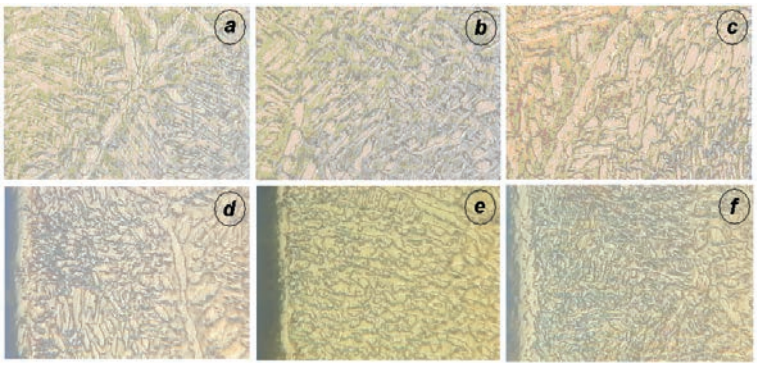


Рис. 5. Структура матриці сплаву ВТ22 (*а, б, в*) та приповерхневих шарів (*г, д, е*) після азотування: *а, г* - p_{N2} = 1 Па; *б, д* - p_{N2} = 10 Па; *в, е* - p_{N2} = 10^5 Па

За температур 500…600 °С взаємодія азоту з титаном зводиться до мінімуму, тому частину базового режиму термічної обробки (старіння) сплавів можна реалізовувати у вакуумі. Проте експеримент показав, що такий технологічний прийом практично не впливає ні на якість поверхні, ні на структуру приповерхневих шарів, ні на глибину зміцненого шару. Тому для спрощення та здешевлення технологічного процесу доцільною є реалізація старіння в азоті.

Оскільки двофазний титановий сплав ВТ22 дуже чутливий до зміни температури, то підвищення її на першому ступені T_1 від 820 до 830 °С хоча і демонструє позитивні тенденції у забезпеченні регламентованого рівня приповерхневого зміцнення, проте негативно впливає на структуру матриці сплаву: структура укрупнюється, змінюючись від глобулярних невеликих субзерен α-фази до витягнутих

гострих (голкоподібних) зерен α-фази. Така структура негативно позначається на механічних характеристиках сплаву [13].

Аналіз тенденцій у зміні поверхневої мікротвердості і глибини зміцненого шару при варіюванні параметрами хіміко-термічної обробки показав, що на досягнення регламентованого рівня приповерхневого зміцнення найефективніше впливає подовження ізотермічної витримки на першому ступені T_1 при насиченні в розрідженій (0,1…1 Па) динамічній атмосфері азоту (рис. 6). Глибина зміцненого шару та поверхнева мікротвердість азотованих зразків сплаву ВТ22 малочутливі до подовження ізотермічної витримки на другому ступені T_2.

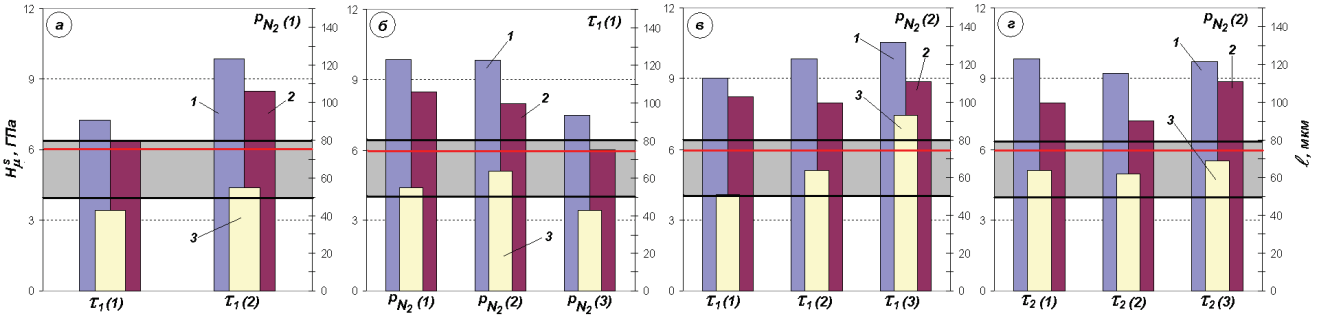


Рис. 6. Відповідність поверхневої мікротвердості (1 – за навантаження 0,49 Н, 2 – 0,981 Н) та глибини зміцненого шару (*3*) вимогам регламенту*: а, в, г* – вплив ізотермічної витримки; *б* – вплив парціального тиску азоту (*а* - $\tau_1(1)$ = 3,5 год, $\tau_1(2)$ = = 6,5 год, $p_{N2}(1) = 10^5$ Па; *б* - $\tau_1(1)$ =6,5 год, $p_{N2}(1) = 10^5$ Па; $p_{N2}(2)$ = 10 Па; $p_{N2}(3)$ = 1 Па; *в* – $p_{N2}(3)$ = 1 Па, $\tau_1(1)$ = 5 год, $\tau_1(2)$ = = 7 год, $\tau_1(3)$ = 10 год; *г* – $p_{N2}(3)$ = 1 Па, $\tau_2(1)$ = 2 год, $\tau_2(2)$ = 4 год, $\tau_2(3)$ = 6 год)

Результати випробувань на статичну міцність засвідчили, що після азотування, суміщеного з термічною обробкою, сплав задовольняє вимоги регламенту за рівнем міцності. Причому така обробка має менший негативний вплив на втомну міцність сплаву порівняно з ізотермічним азотуванням (різниця складає близько 7 %).

3.3. Закономірності формування деформаційно-дифузійних поверхневих шарів. Фізико-хімічні характеристики поверхневих зміцнених шарів титанового сплаву ВТ22 після комбінованого деформаційно-дифузійного оброблення залежать від параметрів попереднього холодного поверхневого пластичного деформування (ХППД) та наступного термодифузійного насичення азотом.

Встановлено, що шорсткість поверхні R_a зменшується з ростом навантаження та зі збільшенням кількості проходів при ХППД, сягаючи 0,22 мкм після обкочування за навантаження 600 Н, 3 проходи, що відповідає 9 квалітету чистоти відповідно до ГОСТ 2789 – 73. Причому перед обкочуванням R_a становило 4,0 мкм, що відповідає 5 квалітету чистоти. Обкочування за навантаження 200 Н зменшує R_a на 1,3 мкм, а збільшення кількості проходів від 1 до 3 підвищує якість поверхні на клас. Якість поверхні, що відповідає 6 класу чистоти, забезпечується як із збільшенням навантаження при обкочуванні від 200 до 300 Н, так і зі збільшенням кількості проходів від 1 до 3 за даного навантаження. Навантаження при обкочуванні 400 Н (1 та 3 проходи), 500 Н (1 прохід) забезпечують якість поверхні на рівні 7 квалітету чистоти, а 500 Н (з проходи) та 600 Н (1 прохід) - на рівні 8 квалітету.

Після азотування залежності зміни шорсткості від параметрів обкочування дещо змінюються. Зі збільшенням навантаження при обкочуванні від 400 до 600 Н R_a після азотування зростає за обкочення в 1 прохід і зменшується за 3 проходи.

Зі збільшенням навантаження при обкочуванні від 200 до 300 Н за 1 проходу поверхнева мікротвердість зростає (на 0,6 ГПа). Зі збільшенням навантаження від 400 до 500 Н твердість поверхні сплаву ВТ22 стабілізується на рівні 4,4 ГПа, а зі збільшенням навантаження до 600 Н – демонструє тенденцію до росту. Зі збільшенням кількості проходів до трьох за навантаження 400 та 500 Н поверхнева мікротвердість практично не змінюється, а за інших досліджуваних навантажень зростає. Причому за навантаження 300 та 600 Н приріст поверхневої мікротвердості однаковий (0,3 ГПа), а за 200 Н – найбільший (0,6 ГПа).

Наступне азотування сприяє підвищенню поверхневої мікротвердості обкочених зразків на 0,53 – 3,47 ГПа. Найвищий приріст поверхневої мікротвердості спостерігається, коли обкочували перед азотуванням за навантаження 600 Н у три проходи, а найнижчий – 200 Н в один прохід.

Сумарний ефект поверхневого зміцнення після комбінованого оброблення залежить від режиму попереднього обкочування. Зокрема, після одного проходу обкочування поверхнева мікротвердість азотованого сплаву зі збільшенням навантаження від 200 до 300 Н зростає на 1,6 ГПа, від 300 до 400 Н – на 0,6 ГПа. Зі зміною навантаження від 400 до 500 Н твердість поверхні стабілізується на рівні 6,6 ГПа, а зі збільшенням навантаження до 600 Н – зростає на 0,9 ГПа.

Збільшення кількості проходів від одного до трьох забезпечує, як правило, ріст поверхневої мікротвердості азотованих зразків сплаву ВТ22. Залежно від навантаження спостерігаються наступні закономірності її зміни. Зокрема, зі збільшенням навантаження від 200 до 300 Н поверхнева мікротвердість зростає на 1,2 ГПа, причому цей приріст практично відповідає приросту при збільшенні навантаження від 500 до 600 Н (1,3 ГПа), коли забезпечується найвище значення поверхневої мікротвердості за досліджуваних параметрів обкочування та наступного азотування (8,3 ГПа). Зі збільшенням навантаження ві 300 до 400 Н поверхнева мікротвердість стабілізується на рівні 6,6 ГПа, а за навантаження 500 Н дещо зростає. Слід зазначити, що за навантаження при обкочуванні вище 200 Н незалежно від кількості проходів наступне азотування забезпечує рівень поверхневого зміцнення відповідно до регламенту технічного завдання (≥6 ГПа).

Вплив попереднього обкочування на приповерхневе зміцнення проілюстровано на рис. 7. Крива, що відповідає комбінованій обробці, розміщена в області вищих значень твердості. Таким чином, ХППД (обкочування) посилює ефект твердорозчинного зміцнення азотом.

Оскільки за навантаження 200 Н збільшення кількості проходів від 1 до 3 продемонструвало найвищий ефект поверхневого зміцнення, то вирішили збільшити число проходів до семи за цього навантаження.

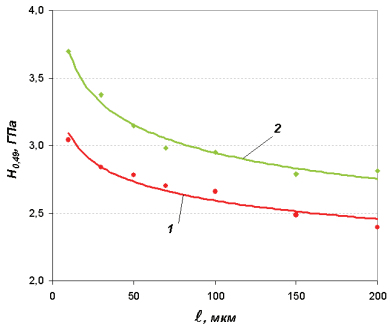


Рис.7. Розподіл мікротвердості по перетину приповерхневих шарів сплаву ВТ22 після обкочування за режимом 600 Н, 3 проходи (*1*) та наступного азотування (*2*)

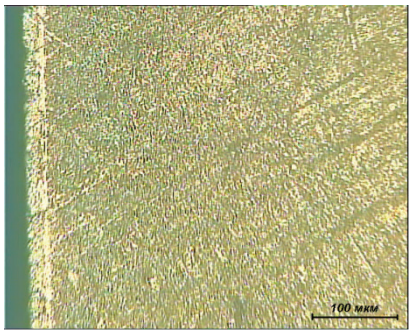


Рис. 8. Структура приповерхневих шарів сплаву ВТ22 після обкочування за навантаження 200 Н у 7 проходів

При цьому поверхнева мікротвердість зразків сплаву ВТ22 зросла на 0,6 ГПа і склала 5,1 ГПа. Структура приповерхневих шарів сплаву після такого ХППД наведена на рис. 8. Товщина шару зі зниженим ступенем травлення, що відповідає найвищому зміцненню, складає близько 30 мкм. Якість поверхні сплаву за вибраного режиму оброблення відповідає 9 класу чистоти (0,3 мкм), як і регламентовано технічним завданням.

3.4. Триботехнічна поведінка сплаву ВТ22 після комбінованого оброблення. Триботехнічні випробування пари тертя диск сплаву ВТ22 після попереднього ХППД (обкочування) та наступного азотування, суміщеного з термічною обробкою сплаву – колодка з бронзи БрАЖН 10-4-4 проводили на машині тертя СМЦ-2 за навантаження 0,4 МПа в гідрорідині АМГ-10. Попереднє ХППД здійснювали в Інституті надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України за наступними режимами: 1) навантаження 600 Н, 3 проходи; 2) навантаження 200 Н, 3 і 7 проходів. Після цього зразки сплаву азотували за схемою, де азот подавали в камеру на першому і другому ступені термічної обробки: 820 ^{o}C, 1 год + 750 ^{o}C, 3 год (режим 1) чи лише на другому ступені термічної обробки: 750 ^{o}C, 3 год (режим 2) (рис. 3).

Азотування суттєво впливає на зносотривкість поверхнево зміцненого титанового диску. Зміна його маси зменшується на 1-2 порядки залежно від режиму азотування. Відповідно втрати маси колодки зменшуються в ~ 4 рази, коли азотують за режимом 1, і більше, ніж на порядок, коли за режимом 2. При цьому, значні втрати маси титанового диску пов’язані не лише зі зносом поверхневих шарів сплаву, але й намащуванням бронзи на титанову

поверхню. Про це свідчать результати мікрорентгеноспектрального аналізу поверхні тертя диску, фіксуючи присутність міді (рис. 9).

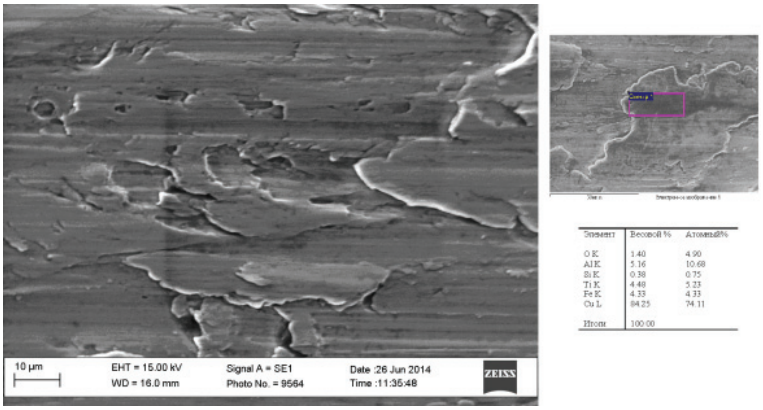
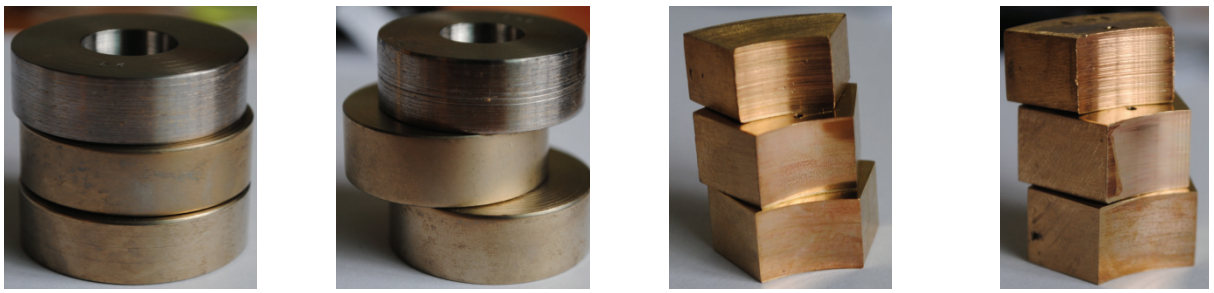


Рис. 9. Поверхня тертя поверхнево зміцненого обкоченням (200 Н у три проходи) диску сплаву ВТ22 (контртіло - бронза БрАЖН 10-4-4, навантаження 0,4 МПа, мастило - гідрорідина АМГ-10)

Позитивний вплив азотування на зносотривкість поверхнево зміцненого титанового диску підтверджується якістю тертьових поверхонь (рис. 10). Азотування зменшує R_a більш, як вдвічі, забезпечуючи поверхні після азотування за режимом 1 квалітет чистоти на клас вищий, ніж вихідний.



а *б* *в* *г*

Рис. 10. Диски сплаву ВТ22 з модифікованою поверхнею (*а, б*) та відповідні колодки з бронзи БрАЖН 10-4-4 (*в, г*) після тертя впродовж 5000 м за навантаження 0,4 МПа в гідрорідині АМГ-10: зверху вниз – диск після обкочування при 200 Н (*а*) і при 600 Н (*б*) у три проходи; диск після обкочування при 200 Н (*а*) і при 600 Н (*б*) у три проходи + азотування за режимом 1; диск після обкочування при 200 Н (*а*) і при 600 Н (*б*)у три проходи + азотування за режимом 2

Азотування зменшує коефіцієнт тертя f трибопари майже в два рази незалежно від його режиму. Причому після азотування за режимом 2 коефіцієнт тертя нижчий (0,28 проти 0,24). Зниження коефіцієнту f в процесі тертя після азотування обкоченого диску сплаву ВТ22 відчутніше, ніж диску без азотування. Дані коефіцієнта тертя f відповідають температурному полю в зоні тертя. Для зразків після обкочення температура в зоні тертя встановлюється близько 40 ^{o}C. У випадку диску, азотованого за режимом 1, вона становить близько 30 ^{o}C, за режимом 2 – не перевищує 27 ^{o}C.

Аналогічні процеси спостерігаються у трибопарі поверхнево зміцнений сплав ВТ22 – бронза БрАЖН 10-4-4, коли накочування проводять за навантаження 600 Н у три проходи. Закономірності зміни маси як диску, так і колодки залежно від режиму та схеми оброблення зберігаються, хоча абсолютні їх величини є дещо вищими. Якість тертьових поверхонь як диску, так і бронзової колодки після випробування вищі, коли диски підлягають не лише обкоченню, але й наступному азотуванню (рис. 10). Порівняно з попередньою схемою комбінованого оброблення, якість поверхні після азотування покращується на два класи незалежно від його режиму.

Коефіцієнт тертя в трибопарі, де диски після ХППД не азотували, становить 0,44. Наступне азотування за режимом 1 збільшує f до 0,53, а за режимом 2 – зменшує до 0,16, наближаючи до регламенту технічного завдання ($f \leq 0,15$). У випадку диску після обкочення та після обкочення та наступного азотування за режимом 1 температура у зоні тертя встановлюється на рівні 28..28,5 ^{o}C, за режимом 2 - зростає, наближаючись на фінішному етапі до 27,5 ^{o}C.

Зі збільшенням кількості проходів при обкочуванні за навантаження 200 Н від трьох до семи та азотування за режимом 1 зміна маси колодки в процесі тертя змінюється практично дзеркально: намащування бронзи (збільшення маси диску) змінюється на втрати маси диску. При цьому знос бронзової колодки зменшується на два порядки (рис. 11).

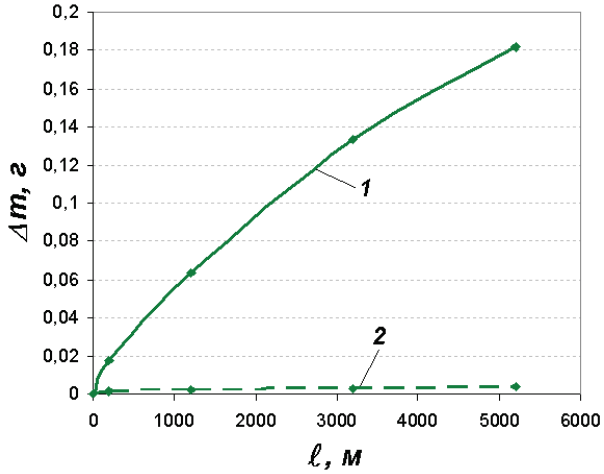


Рис. 11. Втрати маси колодки з бронзи БрАЖН 10-4-4 у парі: *1* – диск після обкочування при навантаженні 200 Н у три проходи + азотування за режимом 1; *2* – диск після обкочування при 200 Н у сім проходів + азотування за режимом 1

Коефіцієнт тертя у трибопарі після такої комбінованої обробки сплаву ВТ22 складає біля 0,05, що відповідає ТЗ № 148.00.4111.110.000.73. Температура в області тертя не перевищує 13 ^{o}C. Такі характеристики трибопари засвідчують її високі триботехнічні характеристики.

Слід зазначити, що за комбінованої обробки, де азот подавали в камеру лише на другому ступені термічної обробки: 750 ^{o}C, 3 год (режим 2), знос трибопари збільшується практично на порядок (0,0037 г проти 0,0129 г), звичайно за рахунок збільшення зносу бронзової колодки. При цьому значення коефіцієнта тертя зберігалися на рівні 0,05, хоча температура в області тертя зросла до 22 ^{o}C.

4. Висновки

1. Запропоновано нове вирішення науково-технічної задачі підвищення зносотривкості високоміцного двофазного титанового сплаву шляхом забезпечення регламентованого приповерхневого і об'ємного зміцнення при суміщенні термічної та хіміко-термічної обробок в одному технологічному циклі.

2. Встановлено залежності фазового складу і структури приповерхневих шарів, твердості і глибини модифікованого шару двофазного титанового сплаву ВТ22 від концентраційних, температурних і часових параметрів азотування, суміщеного з термічною обробкою. Рекомендовано схему та режими хіміко-термічної обробки сплаву.

3. Розроблено і створено устаткування, яке дозволяє відтворювати технологічний регламент штатної термічної обробки титанового сплаву ВТ22 і забезпечувати температурно-часовий та газодинамічний режим азотування в одному технологічному циклі. Впорядковано та введено в дію технологічну дільницю на базі Фізико-механічного інституту ім. Г.В. Карпенка НАН України.

4. Обґрунтовано параметри ХППД (обкочування) та режими наступного термодифузійного насичення азотом при суміщенні з термічною обробкою в одному технологічному циклі, за яких при комбінованому обробленні сплаву ВТ22 формуються приповерхневі зміцнені шари, структура, рівень зміцнення і якість поверхні котрих забезпечують високі триботехнічні характеристики в парі з бронзою БрАЖН 10-4-4. Коефіцієнт тертя у таких трибопарах складає біля 0,05, а температура в області тертя ~ 13…22 ^{o}C. Триботехнічні випробування проводили відповідно до ТЗ № 148.00.4111.110.000.73, розробленого спільно з ДП «Антонов» та Інститутом надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля.

1. *Крылов К.А., Хаймзон М.Е.* Долговечность узлов трения самолетов. – М.: Транспорт, 1976. – 183 с.
2. *Аксенов А.Ф.* Состояние и персрективы использования антифрикционных покрытий на титановых сплавах / А.Ф. Аксенов, И.Е. Полищук, Э.А. Кульгавый // Трение и износ. - 1982. – № 3. – С. 421 – 427.

3. *Духота О.І.* Проблемні питання використання титанових сплавів у вузлах тертя авіаційної техніки / О.І. Духота, М.В. Кіндрачук, В.Ф. Лабунець // Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб. – К.: НАУ, 2008. – Вип.49. – С. 14 – 26.
4. *Инженерия* поверхности титановых сплавов при термодиффузионном насыщении из контролируемых газовых сред / В.Н. Федирко, И.Н. Погрелюк // Титан. – 2011. - № 3 (33). – С. 31 – 38.
5. *Кінетичні* особливості азотування (α + β)-титанових сплавів / Я.С. Матичак, І.М. Погрелюк, В.М. Федірко // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2010. - № 5. – С.82 – 88.
6. *Посвятенко Е.К.* Холодне пластичне деформування як засіб інтенсифікації безводневого азотування деталей засобів транспорту / Е.К. Посвятенко, В.В. Алєксєєв // Вісник Національного транспортного університету. - 2011. - № 23. - С. 44-47.
7. *Посвятенко Е.К.* Холодне пластичне деформування як метод прискорення азотування / Е. К. Посвятенко, В. В. Алєксєєв // Управління проектами, системний аналіз і логістика. Технічна серія. - 2012. - Вип. 9. - С. 157-161.
8. *Кінетика* термодифузійного насичення азотом титанового сплаву ВТ22 в діапазоні температур 800…950 °С / В.М. Федірко, І.М. Погрелюк, Т.М. Кравчишин // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2013. - № 2. – С. 14 - 25.
9. *Федірко В.М., Погрелюк І.М.* Азотування титану та його сплавів. – К.: Наук. думка, 1995. - 220 с.
10. *Цвиккер У.* Титан и его сплавы. - М.: Металлургия, 1979. - 512 с.
11. *Ильин А.А.* Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах. - М.: Наука. – 1994. - 304 с.
12. *Формирование* наноструктурных градиентных износостойких слоев на поверхности титановых сплавов разных классов при вакуумном ионно-плазменном азотировании / В.С. Спектор, Е.А. Лукина, А.А. Александров, А.А. Шафоростов // Перспективные материалы. - 2010. – № 9. - С. 151 - 155.
13. *Хорев А.И., Хорев М.А.* Титановые сплавы: применение и перспективы развития // Титан. – 2005. – № 1. – С. 40-53.

ПРОЕКТ 1.4

Розробка технології керування структурою поверхневого шару деталей гідроциліндрів зі сплаву ВТ22 деформаційними методами для інтенсифікації дифузійних процесів

ДО ПИТАННЯ ОБРОБКИ ДЕТАЛЕЙ З ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ ХОЛОДНИМ ПОВЕРХНЕВИМ ПЛАСТИЧНИМ ДЕФОРМУВАННЯМ

С.Є. ШЕЙКІН, д.т.н., **І.Ю. РОСТОЦЬКИЙ, Д.А. СЕРГАЧ, Д.В. ЄФРОСІНІН**
(Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України)

Стаття присвячена проблемам обробки титанових сплавів для використання в авіабудуванні відповідальних вузлів тертя, які повинні мати дуже високий ступінь надійності. Дослідження, спрямовані на розробку технологій підвищення службових характеристик термодифузійних покриттів. Одним з методів їх підвищення є подрібнення структури поверхневого шару деталі перед нанесенням покриття. Збільшення площі міжзерених кордонів сприяє дифузії елементів втілення, збільшенню глибини дифузійного шару і його твердості. Як показує практика, для подрібнення структури поверхневого шару деталей ефективним є застосування холодної поверхневої пластичної деформації (ХППД).

Ключові слова: *деформація, змащення, протягування, накочування, шорсткість, мікротвердість, сила тертя, контактний тиск*

Холодне поверхневе пластичне деформування (ХППД) забезпечує формування мікронерівностей з великим значенням відносної опорної довжини профілю, меншої висоти, формування шару деформаційного зміцнення, тобто є ефективним способом підвищення довговічності деталей машин [1-3].

Титан має найбільшу питому міцність із всіх конструкційних матеріалів, не токсичний, має виняткову стійкість до корозії та ерозії, що перевищує стійкість нержавіючої сталі, має високу жаростійкість і жароміцність, лише небагато важче алюмінію, але в 3 рази міцніший за нього. Завдяки своїм властивостям він знаходить все більше застосування в аерокосмічному і хімічному машинобудуванні, суднобудуванні, для виготовлення медичних імплантів [4, 5]. Але суттєвим недоліком титанових сплавів є підвищена схильність до схоплювання практично з усіма матеріалами. Саме це унеможливлює його використання для виготовлення деталей пар тертя без модифікації робочих поверхонь, результатом якої має стати оптимальне сполучення міцності і адгезійної інертності.

На даний час в літакобудуванні для виготовлення деталей гідро циліндрів використовують сталі

© С.Є. ШЕЙКІН, І.Ю. РОСТОЦЬКИЙ, Д.А. СЕРГАЧ, Д.В. ЄФРОСІНІН, 2015

типу «хромансиль». Враховуючі те, що однією з актуальних проблем авіаційної промисловості є зменшення ваги літальних апаратів, заміна їх легкими і міцними титановими сплавами є актуальною задачею. Вирішення цієї задачі можливо застосуванням термодифузійних зносостійких антифрикційних покриттів на робочих поверхнях деталей, що труться. Цей тип покриттів має суттєву перевагу перед гальванічними покриттями, а саме, перехідний дифузійний шар, що виключає його відшарування в процесі експлуатації. Враховуючи, що авіаційні вузли тертя повинні мати дуже високий ступінь надійності, дослідження, спрямовані на розробку технологій підвищення службових характеристик таких покрить, є дуже актуальними. Одним з методів їх підвищення є подрібнення структури поверхневого шару деталі перед нанесенням покриття. Збільшення площі міжзерених кордонів сприяє дифузії елементів втілення, збільшенню глибини дифузійного шару і його твердості. Як показує практика, для подрібнення структури поверхневого шару деталей ефективним є застосування ХППД.

Однак сьогодні обробка титану і його сплавів методами ХППД, в основі яких лежить тертя ковзання (вигладжування, деформуюче протягування), пов'язана з суттєвими труднощами. Причиною є підвищена схильність титану і його сплавів до схоплювання з інструментальними матеріалами і відсутність ефективних технологічних змащень [4].Саме тому для обробки ХППД деталей з титанових сплавів як правило використовують методи в основі яких лежить тертя кочення, а саме накочування роликами і кулями.

Особливістю накочування роликами є наявність примусової осі обертання, що призводить до збільшення частки тертя ковзання при взаємодії інструменту з оброблюваною деталлю в порівнянні з накочуванням кулями [1]. Враховуючи підвищену схильність титанових сплавів до схоплювання, даний факт є важливим. Крім того, накочування кулями дозволяє працювати з меншими зусиллями, що зменшує імовірність деформування маложорстких деталей і лущення оброблюваної поверхні.

В [1,2] досліджена оброблюваність деталей з титанових сплавів накочуванням кулями і роликами із загартованої сталі. При цьому стійкість інструментів не досліджувалась.

Експерименти, проведені в ІНМ НАН України [6] показали, що при використанні куль з ШХ15 при накочуванні деталей з титанових сплавів на поверхні інструменту досить швидко з'являються осередки руйнування. Останнє може бути причиною збільшення шорсткості оброблюваної поверхні і браку при обробці довгомірних виробів.

Внаслідок цього були проведені експерименти по вивченню можливості використання алмазного композиційного термостійкого матеріалу (АКТМ) в якості матеріла кулі. В експериментах використовували робочий елемент накатника у вигляді кулі Ø5 мм (рис. 1). Спікання заготовки кулі і подальшу її механічну обробку проводили за технологією, розробленої в ІНМ НАН України. Шорсткість поверхні готового виробу складала *Ra* 0,16 мкм.

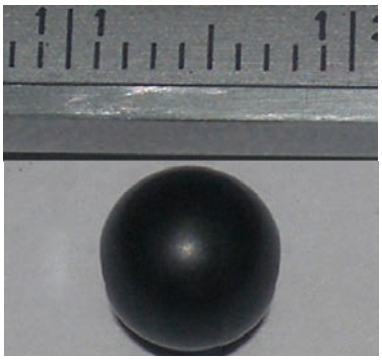


Рис. 1. Куля з АКТМ

Дослідження проводили при накочуванні пружним накатником відпалених заготовок з ВТ22 (*HB* 330) при швидкості V = 4,5 м/хв. Вихідна шорсткість оброблюваної поверхні заготовки становила *Ra* 7 мкм, діаметр заготовки - 36 мм. В якості технологічного змащення використовували масло індустріальне 20 [3]. Шорсткість поверхні вимірювали на приладі *Talysurf* - 5М-120, мікротвердість - на приладі ПМТ 3.

При аналізі експериментальних даних для зменшення розкиду і більшої наочності графічних залежностей використовували відносну шорсткість поверхні Ra/Ra_0, де *Ra* - шорсткість поверхні після обкатування, Ra_0 - вихідна шорсткість.

На рис. 2 в полулогарифмічних координатах наведено залежності Ra/Ra_0 від кількості проходів, отримані при обкатуванні деталей з ВТ22. Пунктирними лініями показано граничні значення Ra/Ra_0 в розглянутому діапазоні технологічних режимів при використанні кулі з АКТМ. З наведених даних видно, що найменші значення Ra/Ra_0 виходять при обробці з найменшою подачею з дослідженого діапазону значень за інших однакових умов.

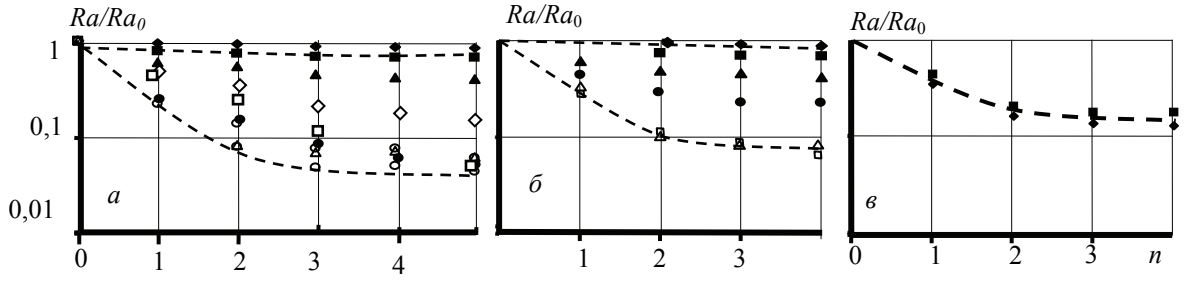
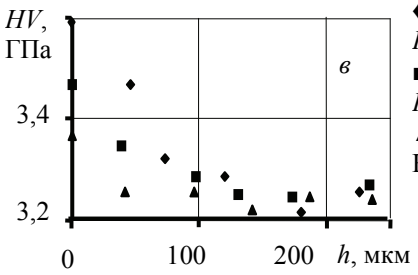


Рис. 2. Залежність Ra/Ra_0 від кількості циклів при обкатуванні деталей з ВТ22 при різних технологічних режимах: *а, б* - S = 0,07 мм/об; *в* - S=0,14 мм/об: ♦ Py = 50 Н; ■ Py = 100 Н; ▲ Py = 150 Н; ◊ Py = 200 Н; ● Py = 300 Н; □ Py = 400 Н; Δ Py = 600 Н; ○ Py = 800 Н; *в* - Py = 600 Н, S = 0,21 (■), 0,28 мм/об (♦)



♦- S=0,07 мм/об., P_y = 600 Н, n = 5
■- S=0,14 мм/об., P_y = 600 Н, n = 3
▲- S=0,28 мм/об., P_y = 600 Н, n = 5

Рис. 3. Розподіл мікротвердості в поверхневому шарі після накочування за різними технологічними режимам

Розподіл мікротвердості в поверхневому шарі деталі після накочування кулею з АКТМ за різними технологічними режимам наведено на рис. 3. Видно, що при накочуванні сплаву ВТ22 можливо отримати збільшення мікротвердості HV/HVo = 1,1 (тобто на ~10%) і глибину зміцненого шару до 100 мкм.

Деформуюче протягування (ДП), окрім наведених вище, має ще такі позитивні якості, як високий коефіцієнт використання металу та продуктивність, простота реалізації, екологічна безпека. Як вказувалось вище, перепоною застосування ДП при обробці титанових сплавів є підвищена схильність до схоплювання з інструментальними матеріалами і відсутність ефективних технологічних змащень.

Основною вимогою до технологічного змащення для ХППД титанових сплавів є його здатність протистояти високим контактним тискам без руйнування екрануючого шару.

Для дослідження експлуатаційних характеристик технологічних мастил в процесах ХПД розроблено значну кількість методик [7, 8]. Найбільш надійно і правильно було б проводити випробування зразків технологічних змащень в умовах того виробничого процесу, для якого вони призначаються. Проте у ряді випадків це пов'язано зі значними труднощами, що змушує хоча б для попередніх випробувань використовувати спрощені лабораторні методи.У наших дослідженнях для попереднього вивчення екрануючих властивостей технологічних змащень застосована методика, що складається у випробуваннях змащень за схемою вигладжування [9] (рис. 3). Заготовку (1) з нанесеним на неї змащенням встановлювали в патрон токарного верстата. Деформуючий інструмент у вигляді стрижня з твердого сплаву ВК15 (2) зі сферичними торцями (рис. 6, б), встановлювали в пружну державку (3) з індикатором (4), притискали до заготовки силою Py і переміщали уздовж твірної обертової заготовки. При цьому силу Py східчасто збільшували і обробку здійснювали по одній ділянці в одному напрямку. При збільшенні сили Py підвищувався контактний тиск. Про настання схоплювання судили по порушенню суцільності

покриття (у разі випробування твердих мастил) і збільшенню шорсткості обробленої поверхні. При цьому на робочому торці стрижня утворювався налипнув оброблюваного металу (рис. 4, в). Екрануючі властивості змащення можуть оцінюватися за величиною контактного тиску, що передує схоплюванню і за величиною шляху, пройденого зразком до схоплювання. Перевагою даної методики є можливість швидкого отримання результатів, а також можливість багаторазового використання заготовки. Враховуючи, що ціна титанових сплавів безперервно підвищується, останній факт є важливим. Недоліком - неможливість точного визначення контактного тиску в процесі випробувань. Дана методика дозволяє лише якісно судити про працездатність випробовуваних мастил і проводити їх ранжування за екрануючим властивостям.

Для більш точної оцінки експлуатаційних характеристик технологічного змащення (визначення питомої сили тертя і контактного тиску, який вона здатна витримати) використовувалася методика, розроблена в ІНМ НАН України. В основі даної методики лежить схема ДП (рис.4) і два положення, встановлені в [10]. Перше полягає в тому, що величина радіальної сили при ДП не залежить від умов, що впливають на тертя на контактній поверхні, тобто змащення і виду інструментального матеріалу. Друге - в тому, що тверде змащення, що складається з толуолу, лаку Ф-9-К і MoS_2 має постійну питому силу тертя τ = 65,3 МПа, яка не залежить від контактного тиску. Питома сила тертя розраховувалась як сила тертя, віднесена до площі контакту інструменту з оброблюваною деталлю $\tau = \frac{F}{\pi \cdot D \cdot l}$, де τ - питома сила тертя, D - середній діаметр поверхні контакту, l - протяжність контакту інструмента з оброблюваною деталлю [10]. Для визначення τ необхідно паралельно обробити дві ідентичні за розмірами і твердості втулки. Одну (еталонну) втулку зі сталі - з твердою змазкою на основі MoS_2 з відомою питомою силою тертя, другу - з титанового сплаву з експериментальним змащенням. У цьому випадку з умови рівноваги сил, прикладених до деформуючого елементу (рис.5):

$$F_1 = Q_1 \cdot \cos\alpha - P_1 \cdot \sin\alpha \quad (1)$$
$$F_2 = Q_2 \cdot \cos\alpha - P_2 \cdot \sin\alpha \quad (2)$$

де F_1, Q_1, P_1 - сила тертя, осьова сила протягування й радиальна сила відповіно при обробці зі змащенням на основі MoS_2. F_2, Q_2 *и* P_2 - сила тертя, осьова сила протягування и радіальна сила відповідно при обробці зі змащенням, що випробується.

З умови рівності радіальних сил $P_1 = P_2$ з урахуванням (1, 2) питома сила тертя:

$$\tau 1 = [F1 + (Q2 - Q1) \cdot \cos\alpha]/\pi Dl \quad (3)$$

В дослідженнях, проведених ІНМ НАН України, було випробувано більше 120 різних за складом рідких змащувальних композицій.

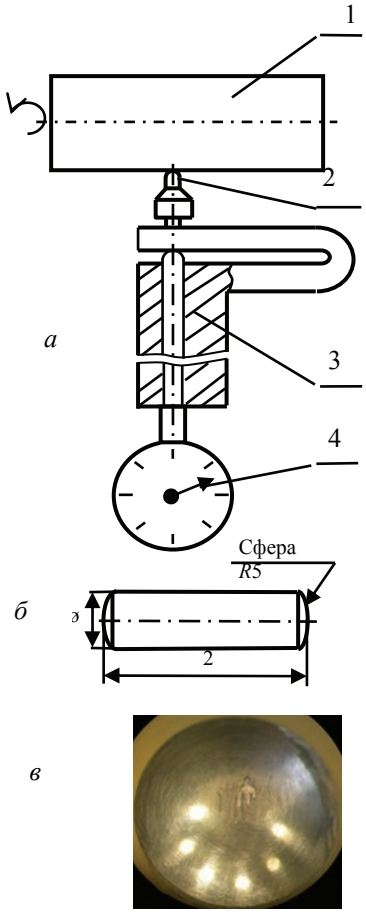


Рис. 3. Пристрій для попереднього дослідження екрануючих властивостей техно-логічних змащень: *а* — схема пристрою; *б* — деформуючий інструмент; в — налип оброблюваного металу на робочій поверхні інструменту (х32)

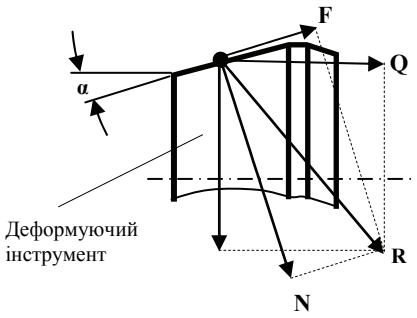


Рис. 4. Сили, що діють на інструмент при деформуючому протягуванні

Змащення готувалися на основі вуглеводневих фракцій з кінематичною в'язкістю при 20°С - 1-10 мм^2/с, містили хлорпарафіни від 10 до 50 % і фосфоровмісні присадки типу трибутилфосфату. Як розчинники використовувалися дихлоретан, хлороформ, перхлоретілен та ін.

Як загусник використовували поліізобутилен різної молекулярної маси від 400 до 6000 од., поліпропіленгліколь з молекулярною вагою 400-1500 од., синтетичні каучуки, високомолекулярні вуглеводні продукти рослинного походження. Концентрація згущувача в композиціях мастил становила від 5 до 20 %. Окрім того, до складу мастил вводилися речовини, які забезпечували їй високі адгезійні властивості по відношенню до титанової поверхні: осірковані жири, амідоефірні суміші та ін.

При цьому використовували кілька способів нанесення змащень на поверхню титанових заготовок.

Проведені дослідження показали, що жодна з випробуваних змащувальних композицій не забезпечує протікання деформуючого протягування без схоплювання і не може бути рекомендована до використання. Однак отримані результати можуть бути використані в подальших дослідженнях.

Як свідчить досвід ІНМ НАН України, в тих випадках, коли при обробці матеріалів, схильних до схоплювання, застосування рідких змащень неефективно, вирішити проблему можливо застосуванням твердих змащень. Наприклад, використання твердого змащення на основі дисульфіду молібдену дозволяє проводити ДП деталей з нержавіючих сталей. Однак, як показали експерименти, при обробці титанових сплавів це змащення не ефективно. Внаслідок цього в ІНМ НАН України проведено дослідження, спрямовані на розробку твердих змащень для обробки титанових сплавів методами ХППД [9].

У табл.1 наведені склади досліджених мастильних композицій. Застосування даних складів обґрунтовано сучасними тенденціями розробки полімерних композитів триботехничного призначення, але ґрунтується на використанні доступних компонентів, які виробляються підприємствами колишнього СРСР.

Табл. 1

Склад	Основа	Наповнювач
1.1	Діанова епоксидна смола 75 %	Політриазін 25 %
1.2	Діанова епоксидна смола 50 %	Алюмосилікатный минерал, 50 %
1.3	Діанова епоксидна смола 50 %	Мочевиноформальдегідна смола и алюмосилікатный минерал 50 %
2.1	Епоксифенольна смола 85 %	АСМ 3/2 15 %
2.2	Епоксифенольна смола 70 %	АСМ 3/2 15 %; графіт 15 %.
2.3	Епоксифенольна смола 65 %	Графіт 15 %; порошок олова 20 %
2.4	Епоксифенольна смола 65 %	Дисульфід молибдену 15 %; порошок олова 20 %
3.1	Діанова епоксидна смола 80 %	Олеат міди 20 %
3.2	Диановая эпоксидная смола 80 %	Стеарат кальцію 20 %
3.3	Діанова епоксидна смола 70 %	Колоідний графит 30 %

При випробуваннях по першій методиці з усіх композицій склад 3.3 показав найвищі екрануючі властивості - схоплювання не було виявлено при навантаженні Ру = 200 Н. Внаслідок цього його дослідження були продовжені за схемою ДП.

В даних випробуваннях використовували втулки з титанового сплаву ВТ 1-0 твердістю НВ160 з отвором Ø 35 мм різної товщини стінки t_0 = 9 мм. Вибір даного сплаву обумовлен тим, що він (як показали попередні дослідження, проведені в ІНМ НАН України) має дуже високу схильність до схоплювання з ВК15. На внутрішню поверхню втулок з ВТ 1-0 наносили склад 3.3. Натяг на кожен деформуючий елемент становив 0,1 мм. Для порівняння протягували також втулки зі сталі 20 тих же розмірів і твердості з твердим змащенням на основі MoS_2 з відомою питомою силою тертя.

На рис. 5 наведено залежності контактного тиску і осьових сил протягування від кількості циклів деформування.

Отримані результати свідчать про те, що випробуване змащення має високі екрануючи властивості. Порушення суцільності змащувального шару та схоплювання спостерігалося лише на 8-му циклі деформування при контактному тиску ~ 1,6 ГПа.

Як видно з наведених графіків, при використанні складу 3.3 осьова сила протягування у всіх випадках менше, ніж у випадку застосування твердого змащення на основі MoS_2, що говорить про високі антифрикційні властивості розробленого змащення.

З наведених даних (рис. 5) видно, що область застосування розробленого змащення обмежується контактним тиском 1,6 ГПа. Внаслідок цього, для підвищення екрануючої здатності, збільшення когезионной міцності і міцності адгезії до титану змащення було модифіковано введенням кремнійорганікі і високодисперсного вуглецевого наповнювача.

Експериментальні дослідження показали, що модифіковане змащення має високу хімічну стійкість і здатність забезпечувати змащувальну дію в широкому інтервалі температур. Воно дозволяє гарантовано уникнути схоплювання при значеннях контактного тиску 2,3 ГПа (рис. 5).

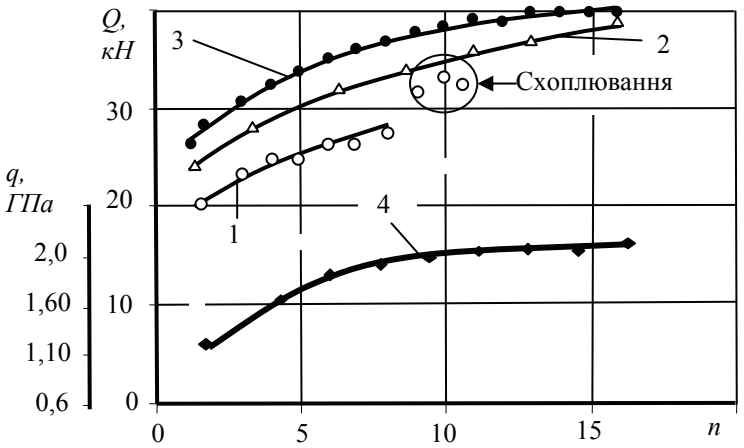


Рис. 5. Залежність осьових сил (1,2,3) та контактного тиску (4) від кількості циклів при ДП деталей: ● - сталь 20 з MoS_2, ○ - ВТ 1-0 з твердим змащенням складу 3.3; Δ– ВТ 1-0 з модифікованим твердим змащенням

Залежність питомої сили тертя розроблених змащень від кількості циклів деформування наведено на рис. 6. Там же пунктирною лінією для порівняння показано значення питомої сили тертя твердого змащення на основі MoS_2.

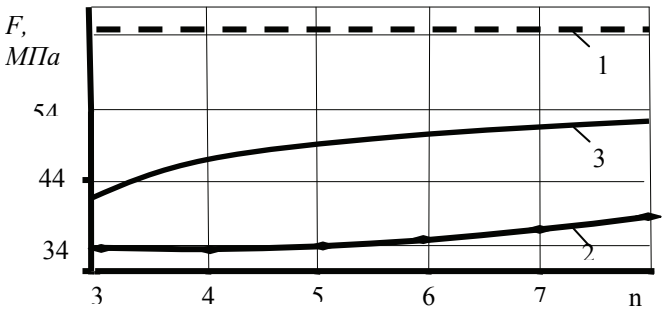


Рис. 6. Залежність питомої сили тертя від кількості циклів деформуючого протягування: 1- для змащення на основі MoS_2 – τ = 65,3 МПа; 2- для створеного твердого змащення – τ = 39,8 МПа. 3- для твердого змащення після модифікації – τ = 43-53 МПа

Видно, що у дослідженому діапазоні найменше значення питомої сили тертя має змащення складу 3.3, модифіковане змащення має питому силу тертя ~ на 40 % вище, але за антифрикційними властивостями обидва змащення перевищують змащення на основі MoS_2.

Таким чином, розроблені тверді технологічні змащення дозволяють проводити обробку титанових сплавів за методом ДП. Однак, при цьому слід враховувати, що нанесення твердих технологічних змащень є додатковою технологічною операцією. Окрім того, після обробки ДП тверде змащення залишається на обробленій поверхні і у випадках, коли технічні умови цього не допускають, для її видалення потрібно зняття припуску, тобто ще одна технологічна операція. Таким чином, використання твердих змащень має бути економічно виправдано, наприклад, економією дорогих титанових сплавів. А саме, коли необхідно максимально наблизити форму заготовки до форми готового виробу (суттєво підвищити коефіцієнт використання матеріалу) перед лезовою обробкою.

Висновки

1. При накочуванні деталей з ВТ 22 інструментом з АКТМ можна відзначити наступні загальні закономірності формування шорсткості:

- при початковій шорсткості Ra 5 - 7 мкм можливо отримати шорсткість *Ra* 0,05 - 0,07 мкм;
- мінімальні значення шорсткості досягаються після двох проходів, збільшення кількості проходів більше 2-3-х може призести до збільшення Ra/Ra_0 внаслідок перенаклепу і лущення;
- у всіх випадках збільшення сили притискання інструменту (P_y) приводить до зниження шорсткості;
- можливо отримати збільшення мікротвердості на ~10 % і глибину зміцненого шару до 100 мкм.

2. Розроблені тверді технологічні змащення на основі полімерних композитів дозволяють проводити багатоциклове ДП титанових деталей при контактних тисках до 2,3 ГПа. Доцільність використання твердих змащень має визначатись економічним обгрунтуванням.

1. *Смелянский В.М.* Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием. – М.: Машиностроение, 2002. – 300 с.
2. *Горохов В.А*. Чистовая обработка титановых сплавов. – М.: Машиностроение, 1975. – 110 с.
3. *Папшев Д.Д*. Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием. – М., «Машиностроение», 1978.–152 с.
4. *Титановые* сплавы в машиностроении / Б.В. Чечулин, С.С. Ушков, И.Н. Разуваева, В.Н. Гольдфайн // Л., «Машиностроение», 1977.- 248 с.
5. *Иголкин А.И*. Титан в медицине (Электронный ресурс) / А. И. Иголкин // Титан – 1993. – Режим доступа к журн.: http: // www.titanmet.ru .
6. *Инструмент* из АКТМ для обработки деталей из титановых сплавов обкатыванием / О.А. Розенберг, С.Е. Шейкин, А.А. Шульженко и др. – Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: Сборник научных трудов.– вып. 12 – Киев: ИСМ им. В. Н. Бакуля, НАН Украины, 2009. – с. 443 – 447.
7. *Вейлер С.Я., Лихтман В.И*. Действие смазок при обработке металлов давлением. – Москва, 1960, – 232 с.
8. *Трачук С.В*. Основные методы, применяемые для оценки эффективности волочильных смазок в лабораторных условиях. - Технологические смазки, 1971, вып. II, с.46 – 52.
9. *Шейкін С.Е., Пащенко Е.А., Ростоцький І.Ю., Гаврилова В.С., Процишин В.Т*. Технологические смазки для деформирующего протягивания деталей из титана [Ел. ресурс] http: // www.metaljournal.com.ua/Process-lubricant-for-deforming-drawing-of-pieces-made-of-titanium/
10. *Крицкий А.Д*. Особенности разработки твердосплавных деформирующих протяжек для обработки отверстий в деталях из труднообрабатываемых деталей и сплавов: Автореферат диссертации кандидата технических наук. – Киев, 1983. – 26 с.

ПРОЕКТ 1.5

Розробка технології діагностики методом електронної ширографії елементів авіаційних конструкцій, виготовлених із металевих та композиційних матеріалів

РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ДІАГНОСТИКИ ЕЛЕМЕНТІВ АВІАЦІЙНИХ КОНСТРУКЦІЙ, ВИГОТОВЛЕНИХ ІЗ МЕТАЛЕВИХ ТА КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ, МЕТОДОМ ЕЛЕКТРОННОЇ ШИРОГРАФІЇ

Л.М. ЛОБАНОВ, академік НАН України, **В.А. ПІВТОРАК**, канд. фіз.-мат. наук, **І.В. КИЯНЕЦЬ**, н. с.
(Ін-т електрозварювання ім. Є.О.Патона)

Розроблена технологія неруйнівного контролю (НК) якості металевих та композитних елементів авіаційних конструкцій з використанням методу електронної ширографії., що дозволяє виявляти концентрацію напружень, зумовлених наявністю дефекту чи конструктивними особливостями досліджуваного об'єкту. Ефективність використання методу ширографії для виявлення пошкоджень різних типів, розмірів та форми показана в експериментах, як на тестових зразках, так й на натурних елементах обшивки фюзеляжу та крила літака.

Ключові слова: *неруйнівний контроль якості, діагностика авіаційних конструкцій, корозія, електронна ширографія*

Розробка сучасних машин і конструкцій, що характеризуються високою якістю і надійністю, пов'язана із використанням нових конструкційних матеріалів із заданими фізико-механічними властивостями. Здебільшого такі конструкції працюють в умовах складного механічного впливу і температурних градієнтів. При цьому, концентрація напружень, що виникає у дефектних зонах зварних швів або елементів конструкцій, впливає на їх працездатність.

Забезпечення належної якості, підвищення ресурсу роботи, надійності виробів авіа- та машинобудування а також їх конкурентоздатності на світовому ринку вимагає широкого використання

© Л.М. ЛОБАНОВ, В.А. ПІВТОРАК, І.В. КИЯНЕЦЬ, 2015

методів і засобів неруйнівного контролю. Нерідко такі об'єкти потребують стовідсоткового контролю якості. При цьому слід зазначити, що жоден із відомих методів неруйнівного контролю не є універсальним і не може задовольняти всім вимогам практики. Тому нагальною проблемою є розроблення та впровадження комплексних систем та методів неруйнівного контролю.

Однією з головних причин, що знижують якість виробів авіаційної промисловості є приховані дефекти, тобто дефекти, які не виявлені на підприємстві під час виконання діагностики. Значна частина відмов виробів на початковому етапі їх використання пов'язана з проявленням саме прихованих дефектів, ними ж обумовлені в більшості випадків й руйнування літальних апаратів в подальшому процесі їх експлуатації. В зв'язку з цим, у вирішенні проблеми підвищення якості та надійності авіаційних виробів важливим є неруйнівний контроль якості – дефектоскопія [1].

Слід зазначити, що більшість елементів сучасних авіаційних конструкцій являють собою багатошарові нероз'ємні вузли з великою кількістю кріпильних деталей (заклепок, болтів, штифтів та інші), які послаблюють конструкцію та є зонами концентрації напружень. В зв'язку з цим оцінка технічного стану та контроль ділянок кріпильних отворів є досить важливою ланкою при проведенні робіт, пов'язаних з подовженням ресурсу літаків [2-5].

В процесі тривалої експлуатації, порядку 15-25 років, на конструкцію впливають різні агресивні середовища, які можуть викликати корозійні пошкодження. В залежності від характеру корозійного середовища та умов його впливу виникають різні види корозійних пошкоджень. Вивчення характеру корозійних пошкоджень обшивок літаків показало, що найбільш поширеною є рівномірна корозія [2].

Корозія металів – це процес руйнування внаслідок хімічної, електрохімічної або біохімічної взаємодії металів з навколишнім середовищем. Корозія – один з найбільш небезпечних видів руйнування металевих елементів авіаційних конструкцій (літальних апаратів), оскільки процеси руйнування можуть відбуватися приховано, наприклад, під накладками або всередині багатошарових конструкцій. Це призводить до неприпустимого зменшення міцності, а отже й зниження рівня надійності авіаційних конструкцій [6].

Впровадження при проектуванні літальних апаратів концепції «безпечно пошкодженої конструкції» призвело до виникнення нового поняття – «припустимого пошкодження», що допускає наявність в конструкції різних конструктивних та експлуатаційних дефектів та тріщин, що можуть існувати до виникнення деякого межового стану, який визначається вимогами силового навантаження конструкції та впливу факторів навколишнього середовища. У зв'язку з закінченням строків експлуатації для багатьох типів конструкцій літальних апаратів, постає питання про запровадження додаткових заходів по забезпеченню їх витривалості з урахуванням концепції «безпечно пошкодженої конструкції».

На даний час для виявлення дефектів у матеріалах і конструкціях використовують групу неруйнівних методів, до якої входять: радіологічні, акустичні, люмінесцентні, метод вихрових струмів і інші [4, 5]. Кожен з цих методів має свої недоліки і переваги, але жоден з них не є універсальним і не задовольняє усім вимогам, що пред'являються до засобів і методів неруйнівного контролю. В зв'язку з цим перспективним є використання комплексних методів контролю, які поєднують у собі декілька різних способів.

Групу вищезазначених методів контролю вдало доповнюють методи лазерної інтерферометрії. Багаторічна практика застосування вказаних методів довела, що одним із найбільш ефективних методів, що ґрунтується на принципі оптичної голографії, є голографічна інтерферометрія [6-8]. Вона дозволяє безконтактним способом вимірювати статичні і динамічні зміщення поверхні об'єктів дослідження, які визвано зовнішніми навантаженнями. Найбільшою перепоною до застосування цього методу у промислових умовах є достатньо жорсткі вимоги до віброзахисту, як самої схеми, так і об'єкту дослідження, а також високі вимоги до роздільної здатності матеріалів, які використовуються для реєстрації голограм.

У зв'язку з цим, в останні роки розвиток отримали нові методи лазерної інтерферометрії – електронна спекл-інтерферометрія та ширографія, вдосконалення яких дозволяє застосовувати їх для дослідження конструкцій в промислових умовах [8].

Спекл-інтерферометричні методи [7], що належать до групи методів лазерної інтерферометрії, мають ряд переваг, які роблять їх менш чутливими до віброзахисту при вимірюванні переміщень та

дозволяють ставити менш жорсткі вимоги до реєструючих матеріалів, в порівнянні з голографічною інтерферометрією.

Перспективним для інженерних застосувань є метод зсувної спекл-інтерферометрії [6-8]. Цей метод, за допомогою якого є можливим безпосередньо отримати лінії постійних значень похідних від переміщень, є ефективним при аналізі деформацій, оскільки в ньому виключається процес, що призводить до похибки чисельного диференціювання, необхідний для обрахунку деформацій і напружень по переміщенням.

Метод зсувної спекл-інтерферометрії, або метод ширографії, не потребує особливого захисту від вібрацій, оскільки в цьому методі реєструються похідні від переміщень, тобто деформації. Метод ширографії не чутливий також до зміщення об'єкту як цілого, оскільки таке зміщення не викликає деформації.

Інтенсивний розвиток комп'ютерної і обчислювальної техніки дозволив суттєво удосконалити метод ширографії і створити, так званий, метод електронної ширографії [8]. Важливою характерною особливістю методу електронної ширографії є те, що вона дозволяє виводити динамічну картину інтерференційних смуг на екран дисплею, виключаючи будь-який запис на реєструюче середовище. Відносна простота цього методу дозволяє застосувати його для вирішення суттєво більш складних задач, що пов'язані з аналізом деформацій та контролем якості конструкцій в промислових умовах.

Між звичайними і електронними методами немає теоретичних розбіжностей, але технічно останні - це комп'ютеризований процес, який виключає мокре хімічне або електростатичне проявлення і наступне відновлення картин інтерференції. На даний час електронна ширографія інтенсивно розвивається і має такі переваги, як наочність, безконтактність, високу чутливість, можливість виконання досліджень об'єктів складної форми та значних розмірів в реальному масштабі часу [9-13]. Саме завдяки цьому метод ширографії є ефективним для застосування у промисловості за наступними головними напрямками:

-вимірювання і аналіз деформацій;

-неруйнівний контроль якості конструкцій довільної геометричної форми;

-оптимізація деталей машин і елементів конструкцій із різноманітних конструкційних матеріалів.

Принцип методу електронної ширографії полягає в наступному [8]. Досліджуваний об'єкт за допомогою лазера частково або повністю освітлюється світловою хвилею, яка після відбиття від поверхні об'єкта потрапляє на розташований перед об'єктивом CCD-камери зсувний елемент (широелемент), що розділяє апертуру на дві половини. При цьому в площині зображень CCD-камери з'являються два зображення досліджуваного об'єкту, які зсунуті одне відносно другого. Внаслідок інтерференції світлових хвиль утворюється хаотична мікроінтерференційна спекл-структура, яка за допомогою CCD-камери вводиться до комп'ютера. Мікроінтерференційні спекл-структури, які отримані для двох станів об'єкта (до та після навантаження), порівнюються між собою та опрацьовуються з метою одержання макроінтерференційних смуг – широграм.

Метод ширографії базується на порівнянні двох зсунутих спекл-картин досліджуваного об'єкту, записаних в початковому та навантаженому станах. Для проведення ширографічного контролю якості досліджуваних об'єктів використовуються ширографічні інтерферометри різних типів, одним з них є інтерферометр Майкельсона, в якому виконується поділ світлової хвилі за амплітудою. Відносна легкість при регулюванні зробила його найбільш поширеним для отримання широграм [10, 11].

Для проведення експериментів з неруйнівного контролю якості [12,13] використовувалась оптична схема ширографічної системи, що базується на інтерферометрі Майкельсона і чутлива до деформацій, які ортогональні площині об'єкту. Використання оптичного світловоду для передачі лазерного променя безпосередньо до досліджуваного об'єкту, дозволило зробити ширографічну систему більш мобільною.

Ширографічна система працює за наступним алгоритмом: хвильовий фронт, що відбивається від об'єкту, попадає на матрицю CCD-камери розміром 752×582 точки; АЦП (аналого-цифровий перетворювач) оцифровує аналоговий сигнал і виводить його на екран дисплею; виведена спекл-картина записується на жорсткий диск у вигляді графічного файлу, який можна викликати у будь-який час.

Потім об'єкт навантажують і знову записують відбиту світлову хвилю. За допомогою спеціальної програми графічні файли, записані до та після навантаження досліджуваного об'єкту, віднімаються один від одного. Отримане таким чином зображення (широграма) також записується, як графічний файл. Така

широграма являє собою спекл-картину з перемінними чорними і білими смугами, та потребує додаткового опрацювання, тобто фільтрації. В опрацювання зображення входять такі основні операції, як: зниження рівня спекл-шуму, підвищення контрасту картини смуг тощо.

Програмне забезпечення, яке використовується для обробки зображень, дозволяє: отримати картини інтерференційних смуг, що виникають при навантаженні досліджуваних об'єктів контролю; фільтрувати зображення; будувати поле фаз та тривимірне зображення поверхні деформування об'єкту; отримувати криві розподілу похідних $\partial w/\partial x$ або $\partial w/\partial y$ (в залежності від напрямку широзсуву) уздовж обраних перерізів; записувати отримані результати у файл. Експерименти з ширографічного контролю натурних елементів авіаційних конструкцій проводилося з використанням системи, яка наведена на рис. 1.

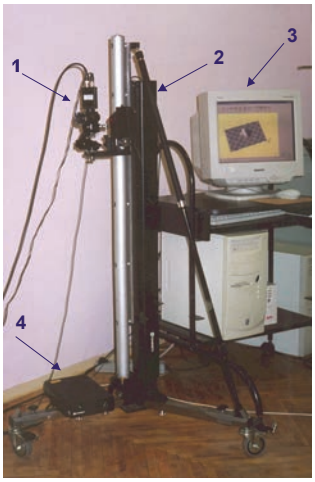


Рис. 1. Ширографічна система, що використовувалась для контролю натурних елементів авіаційних конструкцій: 1 - широмодуль з об'єктивом та CCD-камерою; 2 – HeNe лазер; 3 – комп'ютер з монітором; 4 – блок-живлення лазера

Досліджувались тестові зразки підсилюючих елементів обшивки фюзеляжу та крила літака, які являли собою дві металеві пластини розмірами 200х35х5 мм, що поєднані між собою одним або п'ятьма болтовими з'єднаннями. В частині зразків отвори під болти були виконані з зенкуванням. З метою імітування тріщини, в зразках з циліндричними та зенкованними отворами, були нанесені (в поперечному напрямку відносно довжини зразка) надрізи довжиною 3 мм та шириною розкриття не більше 0,1-0,2 мм.

Спочатку проводили дослідження на зразках з одним центральним зенкованним отвором під болтове з'єднання з надрізом (рис. 2). В якості навантаження застосовувався обдув досліджуваної поверхні нагрітим повітрям з температурою $T^0 = 200\ ^0C$ впродовж 50 с. Запис широграм виконували на стадіях нагріву та охолодження з двократним оптичним збільшенням, при цьому величина широзсуву складала 5 мм уздовж напрямку вісі OX. Типові результати, що були отримані при термічному навантаженні та характеризують наявність дефекту в зоні болтового з'єднання, наведені на рис. 2 (б, в). Локальні зміни величини та знаку похідної вказують на наявність дефектної зони (відмічені стрілкою).

З метою оптимізації способу навантаження таких зразків (рис. 2, а), виконували експерименти з використанням комбінованого навантаження: попереднього механічного підвантаження вигином з площі зразка та обдувом повітря нагрітим до 200^0C впродовж 20 сек. Величина широзсуву складала 5 мм в напрямку вісі OX. Типові результати – фазова картина та крива розподілу похідної $\partial w / \partial x$ уздовж обраних перерізів наведені на рис.2(г, д). Суттєві зміни в розподілі похідної свідчать про дефектність контрольованої ділянки поверхні досліджуваного зразка (позначені стрілкою).

Аналіз результатів, що наведені на рис. 2, показує, що комбіноване навантаження зумовлює більш різку локальну зміну розподілу похідної, тому такий спосіб навантаження під час контролю якості болтових з'єднань є оптимальним.

Були проведені дослідження та експерименти з виявлення імітованої тріщини в околі циліндричного отвору болтового з'єднання, в якому головка болта виступає над лицевою поверхнею тестового зразка. Для навантаження контрольованих зразків використовували механічний вплив (вигин) та обдув гарячим повітрям ($T^0 \sim 200\ ^0C$) впродовж 8 сек. При виконанні експериментів величина широзсуву складала 1 мм

уздовж напрямку вісі OX. Отримані результати, що характеризують деформування тестового зразка уздовж обраних перерізів, наведені на рис.3. Різка локальна зміна розподілу похідної $\partial w / \partial x$ уздовж обраних перерізів характеризує наявність дефектної ділянки (позначено стрілкою). Інші екстремуми кривих розподілу похідної пов'язані з шорсткуватістю контрольованої поверхні тестового зразка.

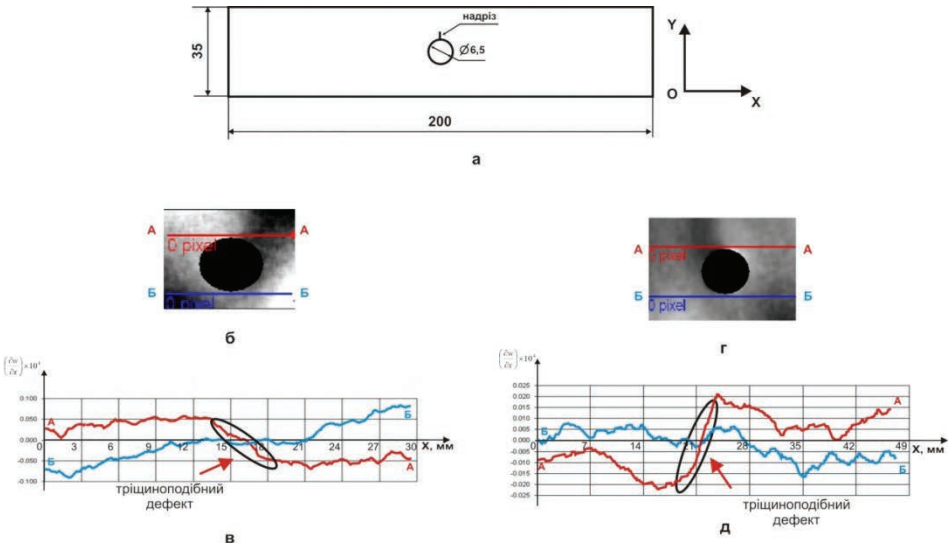


Рис. 2. Ширографічний контроль якості тестового зразка з одним болтовим зенкованним з'єднанням та дефектом в околі отвору, який виявлений при термічному навантаженні на стадії охолодження (б, в) та комбінованому навантаженні (г, д): а - схема тестового зразка (200х35х5мм); б, г -поверхня деформування досліджуваної ділянки з позначеними обраними перерізами А-А та Б-Б; в, д -криві розподілу похідної ∂w/∂x уздовж обраних перерізів А-А та Б-Б (зона дефекту позначена стрілкою)

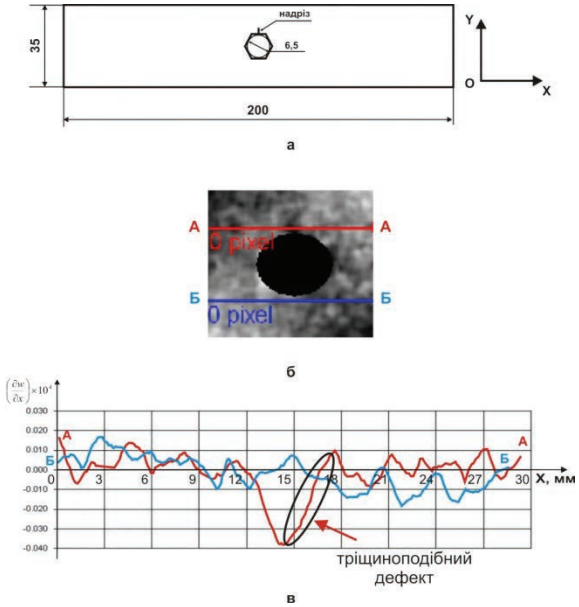


Рис. 3. Ширографічний контроль якості тестового зразка з одним болтовим з'єднанням та дефектом в околі отвору, який виявлений при комбінованому навантаженні на стадії охолодження: а -схема тестового зразка (200х35х5мм); б -поверхня деформування досліджуваної ділянки з позначеними обраними перерізами А-А та Б-Б; в -криві розподілу похідної ∂w/∂x уздовж обраних перерізів А-А та Б-Б (зона дефекту позначена стрілкою)

З метою виявлення імітованої тріщини, яка розміщується на полці стрингера, проводились експерименти з використанням термічного способу навантаження (обдув контрольованої ділянки поверхні обшивки струмом повітря, нагрітим до Т ~ 100^0С впродовж від 5 сек до 10 сек). При цьому масштаб зображення обирався таким чином, аби на досліджуваній ділянці поверхні вмістилося два рядки в кожному з 5 заклепками (30 мм на досліджуваній ділянці зображувались на екрані монітора комп'ютера як 25 мм). Типова картина поверхні деформування досліджуваної ділянки, а також крива розподілу зміни

похідної $\partial w / \partial x$ уздовж обраних перерізів А-А та Б-Б, показані на рис. 4. Локальна зміна величини та знаку похідної в околі однієї з заклепок характеризує дефектну ділянку (позначений стрілкою).

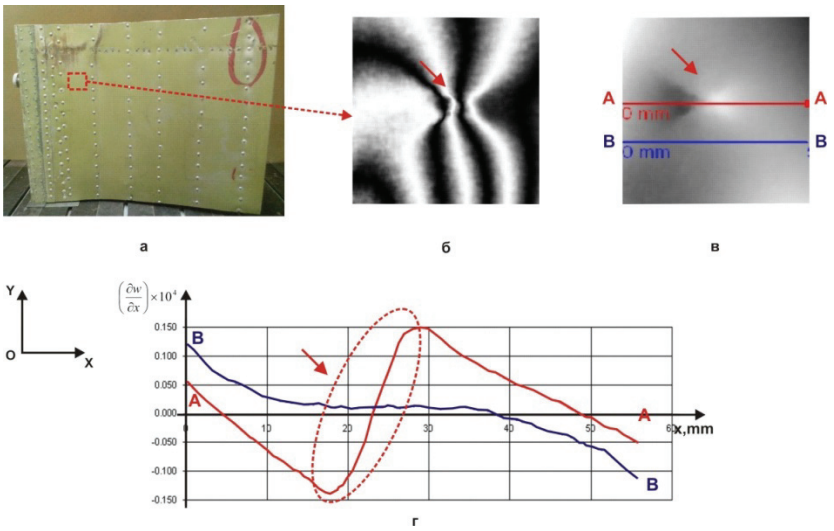


Рис. 4. Ширографічний контроль якості ділянки пошкодженого стрингера при термічному навантаженні елемента обшивки фюзеляжу літака у випадку обдуву з лицьової сторони повітрям Т = 100 °С впродовж 5сек на стадії охолодження: а - загальний вигляд елемента (1220х980х2мм); б – інтерференційна картина контрольованої ділянки; в - поверхня деформування досліджуваної ділянки з позначеними обраними перерізами А-А та Б-Б; г - криві розподілу похідної $\partial w/\partial x$ уздовж обраних перерізів А-Ата Б-Б (зона дефекту позначена стрілкою)

Були проведені дослідження з неруйнівного контролю корозійних пошкоджень елементів та вузлів авіаційних конструкцій. Корозія, як один з найбільш поширених видів руйнування металевих елементів авіаційних конструкцій, часто призводить до неприпустимого зменшення їх міцності, а отже й зниження рівня надійності літальних апаратів [1, 2, 13].

Ширографічний контроль якості елементів авіаційних конструкцій виконувався на зразках двох типів:

1 тип (рис. 5) – зразки натурних підсилюючих елементів зі сплаву В95-Т (розмірами 350х30 мм та товщиною близько 5 мм) з корозійними тріщинами в якості дефектів;

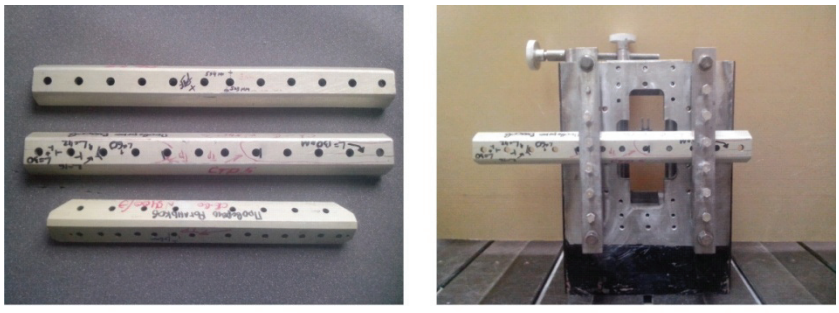


Рис. 5. Зразки натурних підсилюючих елементів з Al сплаву (розмірами 350х30 мм та товщиною близько 5 мм) з корозійними тріщинами в якості дефектів: а - загальний вигляд елементів; б - досліджуваний елемент в механічному пристрої для навантаження

2 тип (рис. 6) – натурні елементи обшивки фюзеляжу та крила літака, частина з яких (розмірами 600х500 мм товщиною близько 1,5 мм) були підсилені стрингерами та мали попередньо закладені корозійні пошкодження з оборотної сторони у вигляді стоншення різної площі (Ø дефектів від 5 мм до 25 мм). Інші являли собою біметалеві (сплав Д16 та титан) натурні зразки розмірами 300х170 мм товщиною близько 1 мм з дефектами у вигляді корозійного розшарування.

Тестові експерименти по неруйнівному контролю якості методом електронної ширографії виконувались з використанням зразка натурного елементу обшивки літака (рис. 6 а та 7) з попередньо закладеними дефектами, що імітують корозійні пошкодження у вигляді стоншення. Дефектні ділянки, що

мали різні розміри (Ø від 5 мм до 25 мм) та форму, наносили з оборотної сторони зразка двома способами – механічним фрезеруванням та хімічним травленням (показані стрілками). Глибина нанесених пошкоджень не перевищувала 50 % від товщини обшивки для фрезерованих і 30 % товщини для травлених. Загальний вигляд лицьової та зворотної сторони досліджуваного елемента з попередньо закладеними дефектами наведені на рис. 6 а та рис. 7 а відповідно. З рис. 7 а видно, що на зворотній стороні досліджуваного зразка обшивки літака розміщені підсилюючі стрингерні елементи, кріплення яких відбувається за допомогою заклепок.

а б

Рис. 6. Натурні елементи обшивки фюзеляжу та крила літака: а - підсилені стрингерами з попередньо закладеними з оборотної сторони корозійними пошкодженнями у вигляді стоншення різної площі; б - біметалеві натурні зразки з дефектами у вигляді корозійного розшарування (ліворуч - лицьова сторона, праворуч - зворотна)

а б

Рис. 7. Контроль якості тестових зразків елементів обшивки літака методом електронної ширографії: а - зворотна сторона досліджуваного елемента обшивки з попередньо закладеними дефектами (показані стрілками); б - загальний вигляд елемента з розташованим перед ним ширографічним модулем

Неруйнівний контроль тестового елемента обшивки здійснювали у такій послідовності: досліджувану ділянку зразка освітлювали лазерним світлом і відбиту світлову хвилю, що характеризує початковий стан контрольованої поверхні, записували за допомогою CCD-камери у пам'ять комп’ютера. Після цього контрольовану ділянку, з метою її деформування, обдували гарячим повітрям ($T\sim100^0$) впродовж 2 - 6 с і записували у пам'ять комп’ютера відбиту світлову хвилю, яка характеризує навантажений стан ділянки зразка. За допомогою спеціальної комп’ютерної програми, записана оптична інформація опрацьовувалась до отримання широграми, картини деформування контрольованої поверхні та кривої розподілу похідної $\partial w/\partial x$ або $\partial w/\partial y$ уздовж обраного перерізу.

На рис. 8 - 10 наведені результати ширографічного контролю елемента обшивки з попередньо закладеними (методами фрезерування та хімічного травлення) дефектами різного розміру з використанням термічного навантаження у вигляді обдуву досліджуваної ділянки гарячим повітрям, які отримані на стадії нагріву або охолонення. Локальна різка зміна величини та знаку похідної $\partial w/\partial x$ на фоні загального незначного деформування досліджуваної ділянки характеризує наявність дефектної зони (відмічена стрілкою).

Треба зазначити, що на рис.8 та 9 наведені результати контролю ділянки з нанесеним дефектом діаметром 15 мм, які відрізняються розміром площі контрольованої поверхні. Рис. 8 показує

деформування досліджуваної поверхні безпосередньо в околі закладеного дефекту (зона дефекту позначена стрілкою).

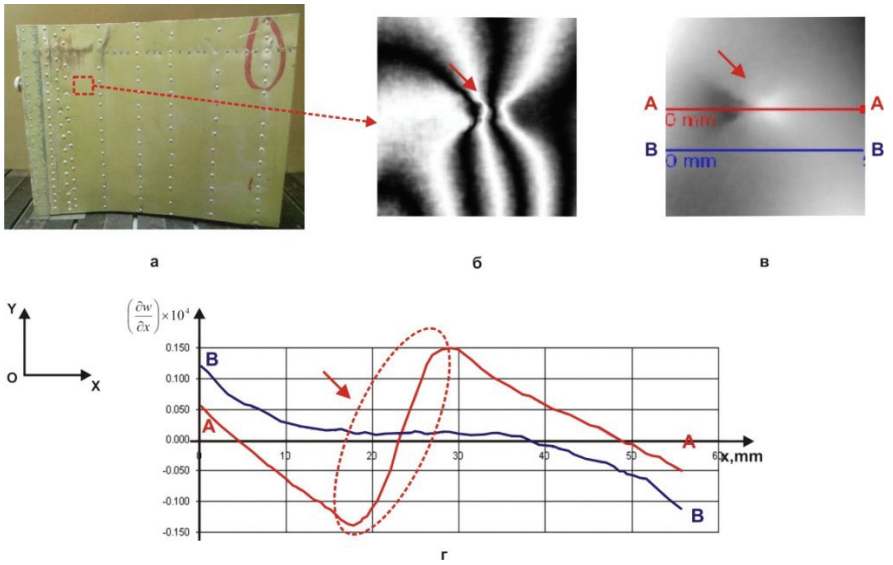


Рис. 8. Ширографічний контроль якості елемента обшивки з внесеним корозійним пошкодженням (Ø 15 мм), з використанням в якості навантаження обдуву гарячим повітрям (T~100°C впродовж 5 с) на стадії нагріву: а - загальний вигляд елемента з окресленою ділянкою контролю; б - інтерференційна картина контрольованої ділянки; в – поверхня деформування контрольованої ділянки з вибраними перерізами А-А, В-В; г - криві розподілу похідної $\partial w/\partial x$ уздовж обраних перерізів (В-В – переріз бездефектної зони, А-А – переріз зони з дефектом, що окреслений та позначений стрілкою)

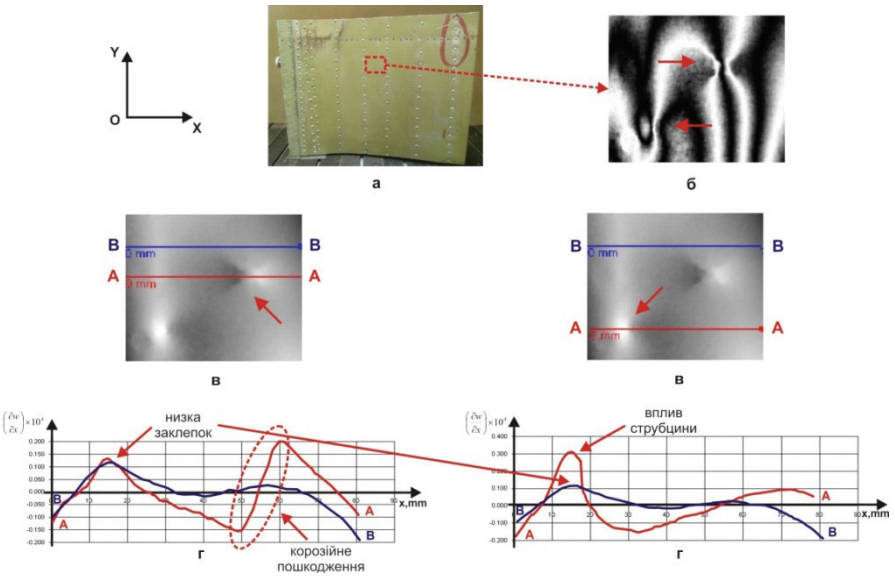


Рис. 9. Ширографічний контроль якості елемента обшивки з внесеним корозійним пошкодженням (Ø 15 мм) з використанням в якості навантаження обдуву гарячим повітрям (T~100°C впродовж 5 с) на стадії нагріву: а - досліджуваний елемент з окресленою ділянкою контролю; б - інтерференційна картина контрольованої ділянки; в – поверхня деформування контрольованої ділянки з вибраними перерізами А-А, В-В; г - криві розподілу похідної $\partial w/\partial x$ уздовж обраних перерізів (В-В – переріз бездефектної зони, А-А – переріз зони з дефектом, що окреслений та позначений стрілкою)

Наведена на рис. 9 досліджувана ділянка вміщує не тільки сам дефект, а й прилеглу частину низки заклепок. Добре видно, що на картинках з рис.9 з'явилася друга дефектна ділянка - це місце розташування струбцини, яка фіксує елемент обшивки у вертикальному положенні. Незважаючи на те, що струбцина була розміщена на стрингерному елементі зі зворотної сторони зразка, концентрація напружень впливала на лицьову поверхню досліджуваної ділянки і проявилася на отриманих інтерференційних картинках у вигляді дефектної зони (позначена стрілкою).

Виконувались експерименти спрямовані на виявлення корозійних пошкоджень в натурних елементах авіаційних конструкцій, з використанням методу електронної ширографії та термічного навантаження. Загальний вигляд досліджуваних елементів представлений на рис-5 (дефект – корозійні тріщини) та рис. 6б (дефект у вигляді розшарування).

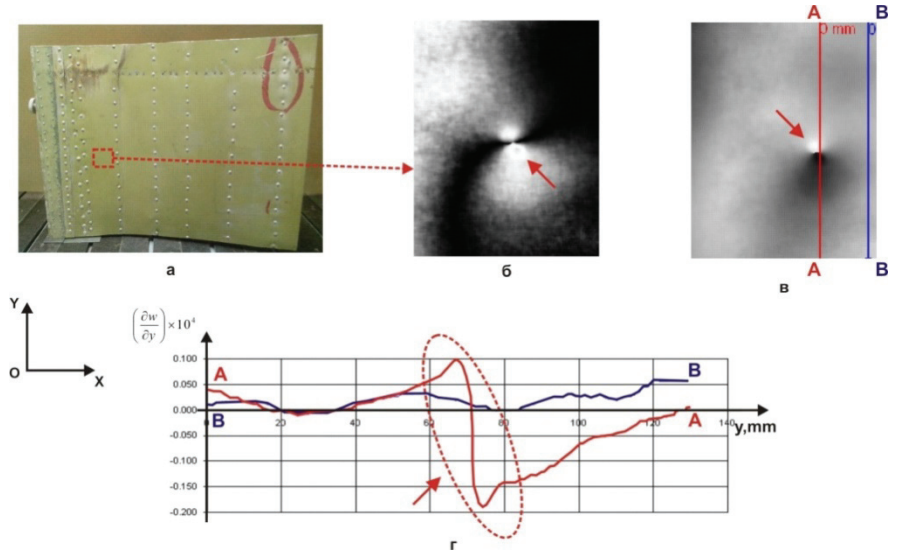


Рис. 10. Ширографічний контроль якості елемента обшивки з внесеним методом травлення корозійним пошкодженням (Ø 9 мм) з використанням в якості навантаження обдуву гарячим повітрям (T~100°C впродовж 2 с) на стадії охолонення: а - загальний вигляд елемента з окресленою ділянкою контролю; б - інтерференційна картина контрольованої ділянки; в - поверхня деформування контрольованої ділянки з вибраними перерізами А-А, В-В; г - криві розподілу похідної $\partial w/\partial x$ уздовж обраних перерізів (В-В – переріз бездефектної зони, А-А – переріз зони з дефектом, що окреслений та позначений стрілкою)

При виконанні неруйнівного контролю якості підсилюючих елементів з метою виявлення корозійних тріщин, досліджуваний зразок закріплювався в механічному навантажувальному пристрої, що дозволяло отримати незначне попереднє його підвантаження вигином, яке призводило до розкриття тріщини. Після цього контрольовану ділянку елемента освітлювали лазерним світлом та записували картину початкового стану поверхні зразка. Далі, за допомогою промислового фену, досліджувану ділянку поверхні обдували струмом гарячого повітря з температурою близько 150 ^{o}C впродовж 20 – 30 с та записували до комп'ютера деформований стан контрольованої поверхні.

Після опрацювання в комп'ютері записаних картин, одержували результати у вигляді широграм, трьохвимірних картин поверхні деформування, а також кривих розподілу похідної $\partial w/\partial y$, які характеризують наявність або відсутність дефектних зон в контрольованій ділянці досліджуваного елемента. Типові результати, які були отримані при дослідженні підсилюючих елементів показані на рис. 11 та 12.

На рис. 11 наведені результати контролю досліджуваної ділянки елементу, яка містила наскрізну частину тріщини та її приповерхневу частину. Аналіз картин показує, що оскільки, при певному рівні навантаження, деформування наскрізної частини тріщини значно перевищує деформування її приповерхневої частини, для достовірного виявляння останньої, необхідно зменшити ділянку контролю, виключивши наскрізну частину тріщини. З метою підвищення рівня деформування контрольованої ділянки, час нагріву збільшувався до 30 с, при цьому температура повітря залишалася незмінною. Результати контролю приповерхневої ділянки тріщини наведені на рис. 12, аналіз яких показує, що зменшення ділянки контролю та підвищення рівня навантаження дозволило повністю виявити приповерхневу ділянку тріщини.

При проведенні експериментів по контролю біметалевих пластин з корозійними дефектами у вигляді розшарувань, контрольовану ділянку поверхні освітлювали лазерним випроміненням, а відбиту світлову хвилю записували до комп'ютера. Потім контрольовану поверхню з метою навантаження обдували теплим повітрям (T~50 ^{o}C) впродовж 5-6 с та записували до комп'ютера зображення деформованої поверхні. Опрацювання отриманих картин за допомогою комп'ютерної програми давало

можливість одержати результати у вигляді широграми, фазової та трьохвимірної картин поверхні деформування, а також кривих розподілу похідної $\partial w/\partial x$ уздовж обраного перерізу.

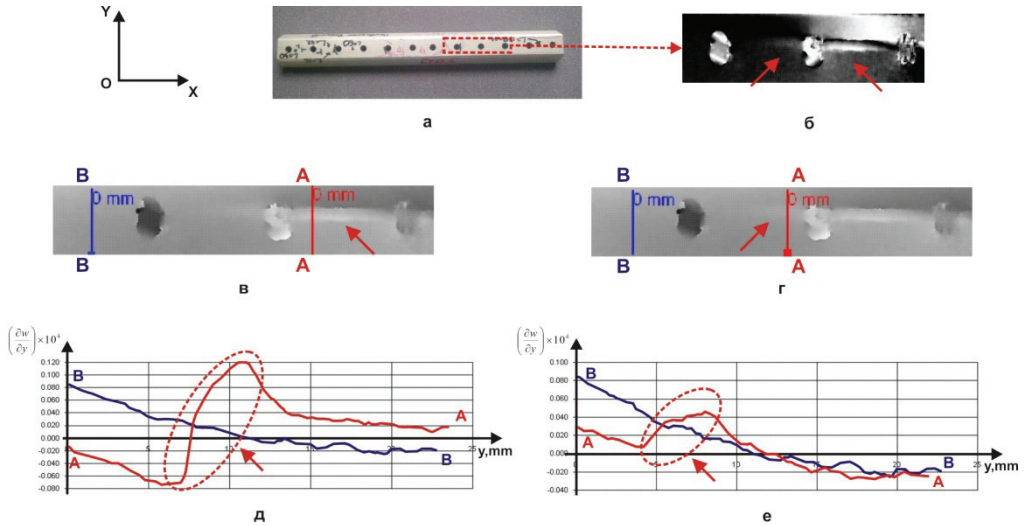


Рис. 11. Ширографічний контроль якості підсилюючого елемента з корозійною тріщиною при використанні в якості навантаження обдуву гарячим повітрям (T~150°C впродовж 20 с) на стадії нагріву: а - загальний вигляд елемента з окресленою ділянкою контролю; б - інтерференційна картина контрольованої ділянки; в,г - поверхні деформування контрольованої ділянки з вибраними перерізами А-А, В-В та д,е - криві розподілу похідної $\partial w/\partial y$ уздовж обраних перерізів (В-В – переріз бездефектної зони, А-А – переріз зони з дефектом, що окреслений та позначений стрілкою)

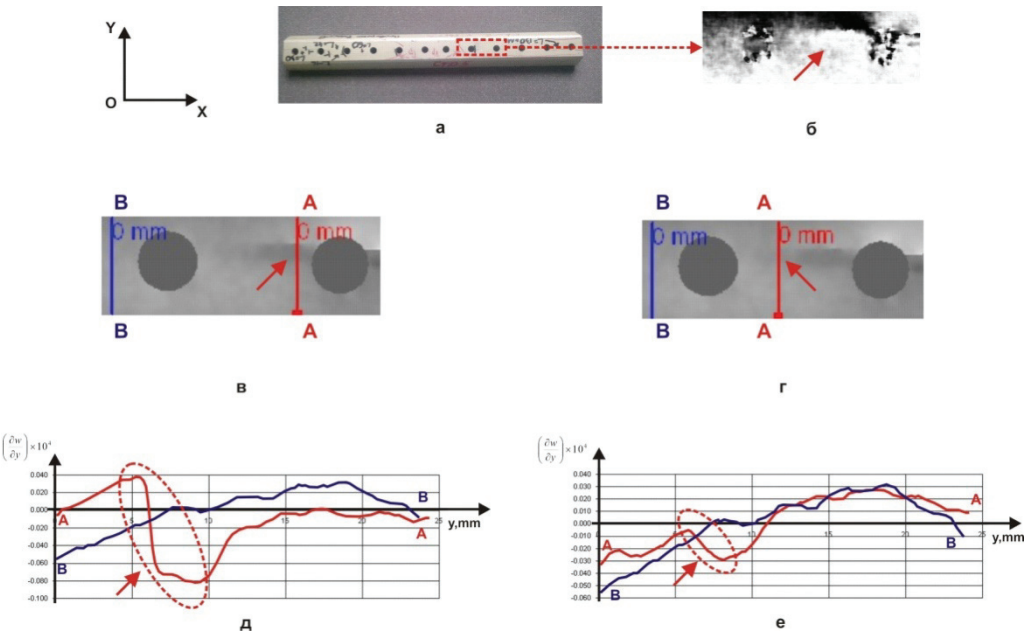


Рис. 12. Ширографічний контроль якості підсилюючого елемента з корозійною тріщиною при використанні в якості навантаження обдуву гарячим повітрям (T~150°C впродовж 30 с) на стадії охолонення: а - загальний вигляд елемента з окресленою ділянкою контролю; б - інтерференційна картина контрольованої ділянки; в, г - поверхні деформування контрольованої ділянки з вибраними перерізами А-А, В-В та д,е - криві розподілу похідної $\partial w/\partial y$ уздовж обраних перерізів (А-А – переріз бездефектної зони, В-В – переріз зони з дефектом, що окреслений та позначений стрілкою)

Типові картини, що одержані при визначенні дефектних зон в біметалевих елементах, наведені на рис. 13 та 14. На представлених результатах експериментів по контролю елемента № 1 (рис. 13) чітко видно, на фоні бездефектних ділянок, зону розшарування, що позначена стрілками. Аналіз результатів, наведених для елемента № 2 (рис. 14), показує, що окрім значної зони розшарування, яка позначена червоними стрілками, праворуч від неї є також дефектна зона із меншим рівнем деформування (позначена синіми стрілками). Це ділянка корозійного пошкодження, яке ще не призвело до повного розшарування

біметалевої пластини. Таким чином отримані результати підтверджують ефективність застосування методу електронної ширографії для виявлення корозійних пошкоджень на начальних стадіях процесу розшарування.

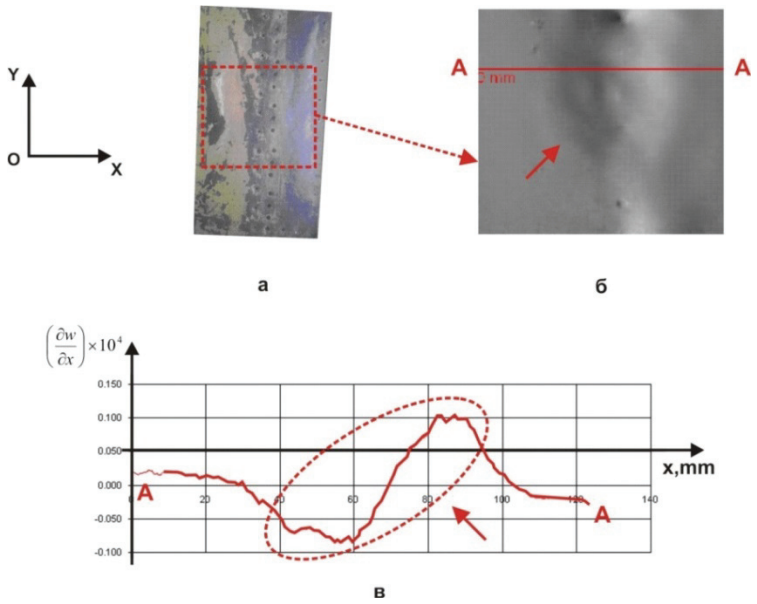


Рис. 13. Ширографічний контроль якості біметалевого елемента №1 з корозійним розшаруванням при використанні в якості навантаження обдуву теплим повітрям (T~50°C впродовж 5 с) на стадії нагріву: а – досліджуваний елемент з окресленою контрольованою ділянкою; б – поверхня деформування контрольованої ділянки з вибраним перерізом А-А; в - крива розподілу похідної ∂w/∂x уздовж обраного перерізу А-А (зона розшарування окреслена та позначена стрілкою)

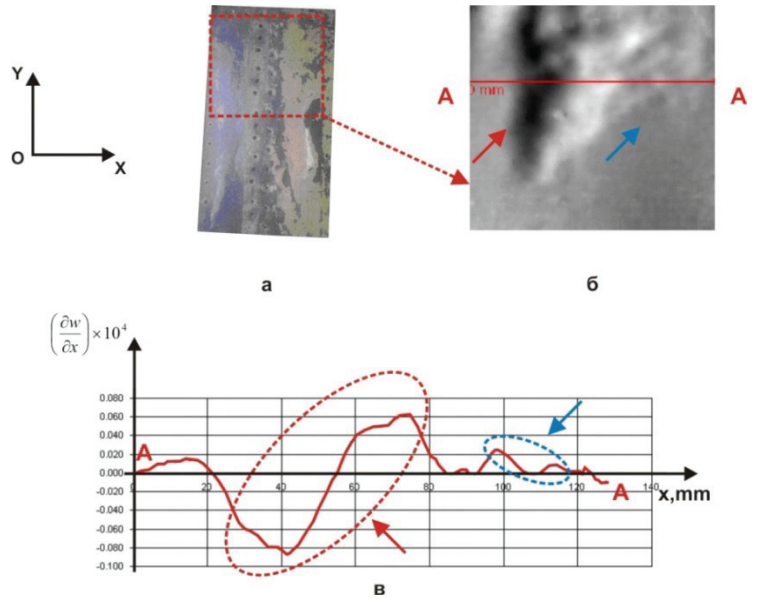


Рис. 14. Ширографічний контроль біметалевого елемента № 2 з корозійним розшаруванням при використанні в якості навантаження обдуву теплим повітрям (T~50°C впродовж 5 с) на стадії нагріву: а – досліджуваний елемент з окресленою контрольованою ділянкою; б - поверхня деформування контрольованої ділянки з вибраним перерізом А-А; в - крива розподілу похідної *∂w/∂x* уздовж обраного перерізу (зона повного розшарування – окреслена та позначена червоною стрілкою, зона корозійного пошкодження без повного розшарування – окреслена та позначена синьою стрілкою)

Проводились дослідження з використання методу електронної ширографії для контролю якості елементів авіаційних конструкцій, виготовлених з композиційних матеріалів.

Композиційні матеріали широко використовуються в авіаційних конструкціях завдяки їх досить високої міцності та невеликої питомої ваги, а також завдяки більших можливостей проектування,

пов'язаних з легкістю надання їм складної форми. В той же час, ці матеріали схильні до появи в них складних для виявлення пошкоджень, що виникають внаслідок ударів та можуть значно зменшити їх міцність. Це призводить до виникнення різноманітних дефектів, таких як розшарування або розрив волокон. На відміну від металевих матеріалів, ці пошкодження непомітні на поверхні композиційних елементів, що може призвести до значного послаблення конструкції та в результаті може спричинити аварію. Тому важливим є проведення періодичного контролю та обстеження композиційних конструкцій. Сучасні методи неруйнівного контролю якості, такі як електронна ширографія, дають можливість здійснювати моніторинг технічного стану композиційних елементів.

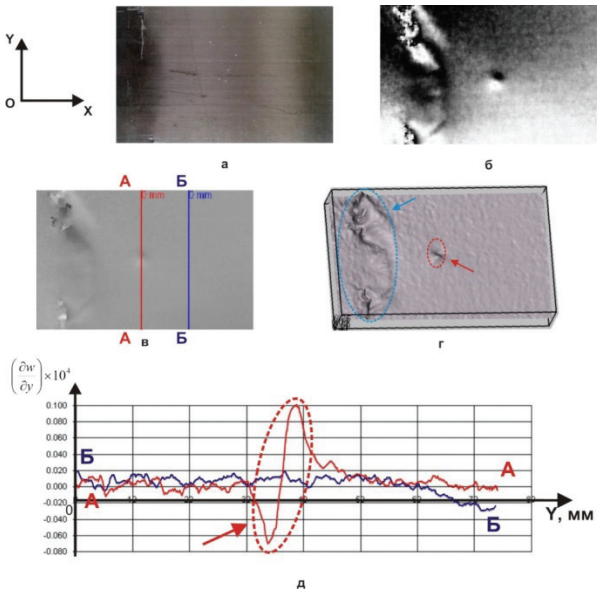


Рис. 15. Ширографічний контроль якості композиційного елемента при використанні в якості навантаження обдуву теплим повітрям (T~100 ^{o}C впродовж 5 с) на стадії нагріву: а – загальний вигляд елемента; б - інтерференційна картина контрольованої ділянки; в - поверхня деформування контрольованої ділянки з вибраними перерізами А-А та Б-Б; г – тривимірна картина поверхні деформування контрольованої ділянки; д - криві розподілу похідної $\partial w/\partial y$ уздовж обраних перерізів А-А (зона стоншення внаслідок руйнування волокон – окреслена та позначена червоною стрілкою, зона розшарування – окреслена та позначена синьою стрілкою) та Б-Б (бездефектний)

Експерименти проводили на тестових зразках, виготовлених з композиційних матеріалів, які пройшли випробування з використанням удару та стискання згідно умов ASTM D7136/D7136M-07 та ASTM D7137/D7137M-07 відповідно. В якості термічного навантаження використовували обдув струмом повітря, нагрітим до температури від 100°C до 150°C впродовж проміжку часу від 1с до 5с в залежності від конструкційного матеріалу. Величина ширографічного зсуву становила від 1мм до 5 мм вздовж вісі OX або вісі OY.

Типові результати, що одержані при визначенні дефектних зон в композиційних елементах, наведені на рис. 15 та 16. На рис. 15 чітко видно зону розшарування композитного матеріалу (позначена синіми стрілками) та зону стоншення зразка внаслідок утворення з протилежної сторони розриву армуючих волокон (позначена червоними стрілками). На рис.16 наведені картини, що отримані при контролі протилежної сторони зразка. Видно наявну зону розшарування (також позначена синіми стрілками) та зону тріщини, що утворилася внаслідок розриву волокон матеріалу (позначена червоним).

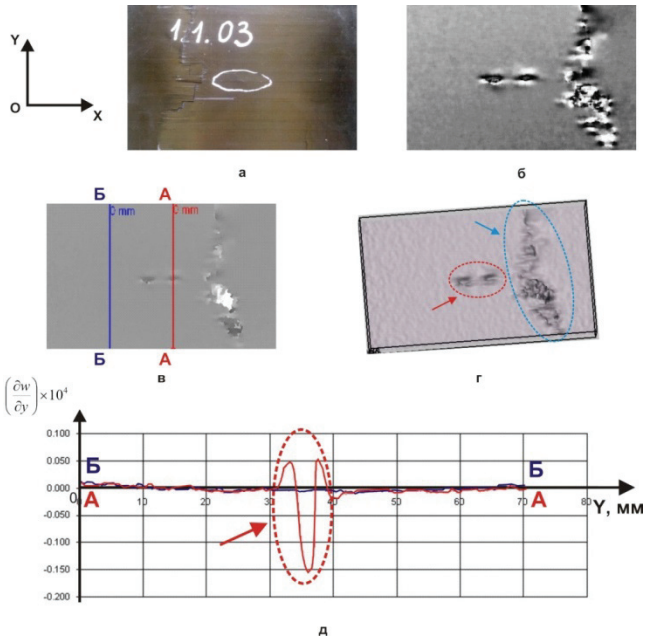


Рис. 16. Ширографічний контроль якості композиційного елемента (оборотна сторона) при використанні в якості навантаження обдуву теплим повітрям (T~100°C впродовж 5 с) на стадії охолонення: а – загальний вигляд елемента; б - інтерференційна картина контрольованої ділянки; в - поверхня деформування контрольованої ділянки з вибраними перерізами А-А та Б-Б; г – тривимірна картина поверхні деформування контрольованої ділянки; д - криві розподілу похідної $\partial w/\partial y$ уздовж обраних перерізів А-А (зона руйнування волокон – окреслена та позначена червоною стрілкою, зона розшарування – окреслена та позначена синьою стрілкою) та Б-Б (бездефектний)

Висновки

Ширографія зарекомендувала себе як оперативний та надійний метод контролю тонколистових елементів конструкцій, виготовлених із металевих та композитних матеріалів. Метод може використовуватись на всіх стадіях контролю: від процесу виробництва конструкцій до їх експлуатації, як при технічному обслуговуванні, так і при їх ремонті. Важливою перевагою електронної ширографії при виконанні неруйнівного контролю якості об’єктів є те, що на відміну від традиційних методів контролю, які тільки фіксують присутність чи відсутність дефектів, метод ширографії дозволяє виявляти концентрацію напружень, яка обумовлена присутністю дефекту або конструктивними особливостями досліджуваного об’єкту.

Ефективність використання методу електронної ширографії для виявлення пошкоджень у вигляді тріщин елементів авіаційних конструкцій доведена в експериментах як на тестових зразках, так і на натурному елементі обшивки фюзеляжу літака. При цьому були виявлені не тільки імітовані тріщини, закладені безпосередньо на обшивці, але й тріщини, розташовані на поличці підсилюючого стрингера.

Виконані дослідження та експерименти дозволили, з використанням методу електронної ширографії, визначити корозійні пошкодження натурних елементів обшивки фюзеляжу та крила літака без демонтажу внутрішнього облицювання та герметика. При проведенні експериментів із застосуванням термічного навантаження, в досліджуваних елементах були виявлені корозійні пошкодження, як у вигляді стоншення, так і у вигляді тріщин. Результати, отримані при виконанні досліджень та експериментів, дозволили розробити технологію діагностики різних типів корозійних пошкоджень в елементах авіаційних конструкцій, виготовлених із алюмінієвих сплавів, на основі використання методу електронної ширографії.

Розроблена технологія ширографічного неруйнівного контролю якості композиційних елементів авіаційних конструкцій, дозволяє ефективно виявляти внутрішні дефекти (розшарування, стоншення та руйнування волокон), які викликають, під впливом навантаження, концентрацію напружень. Отримані результати довгий час можуть зберігатися в пам’яті комп’ютера та, при необхідності, після експлуатації об’єкту контролю впродовж визначеного часу, може бути проведена повторна діагностика конструкцій з метою виявлення дефектів, що з’явилися в процесі експлуатації.

1. *Fahr A*. Aeronautical Applications of Non-destructive Testing // Canada – 2014. – P. 82-85.
2. *Ball D.L*. The Role of Nondestructive Testing in Aircraft Damage Tolerance // Materials Evaluation. – 2003. - № 7. – P. 814-818.
3. *Игнатович С.Р*. Надежность выявления трещин при неразрушающем контроле авиационных компонентов // Дефектоскопия. – 2013. – **49**, № 5. – С. 69-76.
4. *Genest M., Brothers M., LeBlanc R. and Fahr A*. NDE of Composite Structures using Ultrasonic, Thermography and Laser Shearography // Proceedings of SAMPE Conference, Seattle, WA, May 17-20, 2010.
5. *Genest M., Rutledge R.S., Koteri R., Mourtazov K. and Turgeon C*. Pulsed Thermography and Laser Shearography for Damage Growth Monitoring // Proceedings of the International Workshop on Smart Materials, Structures & NDT in Aerospace, Montreal, Quebec, Canada, November 2-4, 2011.
6. *ASTM* Standard Practice E-2581-7 Shearography of Polymer Matrix Composites, Sandwich Core Materials and Filament-Wound Pressure Vessels in Aerospace Application – http: // www.astm.org/Standard/index.shtml.
7. *Shearography*: An optical measurement technique and applications / Y. Y. Hung, H. P. Ho // Materials Science and Engineering. - 2005. – R49. –P. 61-87.
8. *Steinchen W. and L. Yang L*. Digital Shearography Theory and Application of Digital Speckle Pattern Shearing Interferometry // SPIE – The International Society of Optical Engineering, Bellingham, Washington, 2003.
9. *Диагностика* элементов и узлов конструкций с применением метода электронной ширографии / Л.М. Лобанов, В.А. Пивторак, Е.М. Олейник, И.В. Киянец // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. - 2008. -№ 4. –С. 7-13.
10. *Оперативний* контроль якості елементів авіаційних конструкцій методом електронної ширографії / Л. М. Лобанов, В. А. Півторак, В. Я. Дереча, О. М. Савицька, І. В. Киянець та інші // Фізико-хімічна механіка матеріалів. - 2009. - том 45. - № 3. – С. 37-42.
11. *Оперативный* контроль качества сварных панелей из сплава ВТ-20 с использованием метода электронной ширографии / Л.М. Лобанов, В.А. Пивторак, Е.М. Савицкая, И.В. Киянец, В.В. Лысак // Автоматическая сварка. – 2011. - № 11. – С. 28-33.
12. *Лобанов Л.М., Знова В.А., Пивторак В.А. Киянец И.В*. Технология неразрушающего контроля качества элементов и узлов авиационных конструкций методом электронной ширографии // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. - 2014. - № 3. – С. 15-18.
13. *Лобанов Л.М., Знова В.А., Пивторак В.А. Киянец И.В*. Контроль коррозионных повреждений элементов и узлов авиационных конструкций методом электронной ширографии // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. - 2015. - № 2. – С. 3-5.

ПРОЕКТ 1.6

Експериментальні модельні дослідження з виявлення механізмів руйнування композитного матеріалу

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МОДЕЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПО ВЫЯВЛЕНИЮ МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

В.С. ДЗЮБА, ведущий научный сотрудник, д.т.н. проф., **Л.В. КРАВЧУК**, зав. отделом, д.т.н. проф.
(Ин-т проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев)

Целью данной публикации является исследование прочности и механизма разрушения композиционных материалов в конструкции и самой конструкции. Были разработаны и представлены в статье три испытательных комплекса, которые созданы на современном уровне исследований с полной компьютеризацией эксперимента (без участия экспериментаторов в процессе эксперимента).Полученные результаты позволили оценить и исследовать механизмы накопления повреждений КМ в процессе его нагружения и разрушения. Использованные методы расчёта при сравнении с экспериментальными данными показали удовлетворительные значения прогнозирования прочности КМ в условиях сложного нагружения.

Ключевые слова: *композиционные материалы, прочность, повреждённость, напряжение, деформация, температура ,нагрузка ,конструкция, модель*

Композиционные материалы (КМ) широко применяются в технике, в частности, при создании непилотируемых летательных аппаратов, где проблема веса является центральной. В настоящее время разработаны высокопрочные КМ ,созданы методы расчёта конструкций из них [1-8]. В процессе расчёта и

© В.С. ДЗЮБА, Л.В. КРАВЧУК, 2015

их изготовления необходимо иметь прочностные свойства этих КМ и прочность конструкций в целом. Поэтому, в данной работе главным является экспериментальное изучение поведения КМ под нагрузкой в конструкции и всей конструкции в целом. Основой методики исследования является модель конструкции либо её элемента. На первом этапе стояла задача создание испытательного комплекса, с помощью которого будут получены экспериментальные данные механического поведения модели под нагрузкой.(диаграммы деформирования образцов, исследование механизма разрушения конструктивных элементов и образцов). Для решения этой задачи в рамках программы «Ресурс 1-6» были разработаны методы, созданы новые и модернизированы существующие исследовательские комплексы и другие экспериментальные средства, получены результаты исследований, которые изложены ниже.

1. Созданный в ИПП НАН Украины **исследовательский комплекс «Вулкан»** (рис. 1), модернизирован при выполнении программы «Ресурс» для испытаний УУКМ при температурах до 3300 К в вакууме, воздушной или инертной среде [2].

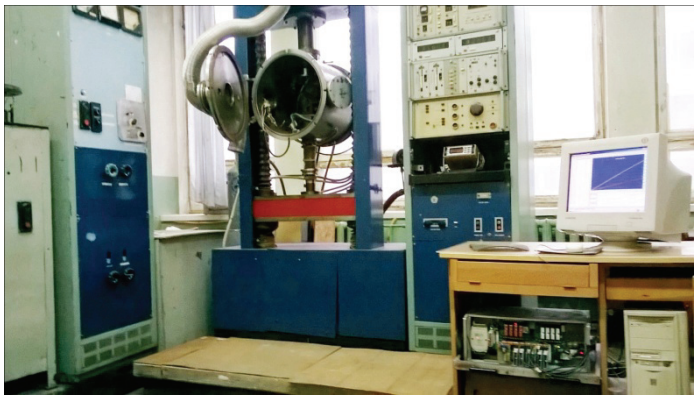


Рис. 1. Испытательный комплекс « Вулкан»

Установка изготовлена на базе испытательной машины 1958У10-1 и снабжена комплексом приспособлений и устройств управления экспериментом, в том числе в автоматическом режиме, для проведения испытаний при различных видах программного нагружения, системой программного нагрева образцов, позволяющей воссоздавать близкие к эксплуатационным режимы работы материала, и измерительно-информационной системой. Она обеспечивает проведение испытаний на растяжение, сжатие, изгиб, кратковременную ползучесть, релаксацию и малоцикловую усталость металлов, конструкционных полимеров в широком диапазоне нагрузок (0,002…100 кН), скоростей деформирования (от 0,005 до 500 мм/мин).

Используемый в установке способ нагрева образца пропусканием электрического тока с дополнительным подогревом краев образца позволяет создавать равномерное поле температур по длине рабочей части образца. Система измерений и управления экспериментом обеспечивает реализацию программ изменения термомеханической нагрузки, измерение ее параметров и кинетику состояния материала в процессе нагружения.

Исследовательский комплекс «Вулкан» оборудован информационно-измерительной системой (ИИС), которая включает в себя комплекс датчиков, аппаратуры визуального наблюдения и управления агрегатами установки, а также автоматической регистрации и первичной обработки с использованием ПЭВМ данных, характеризующих функционирование всех систем установки, параметры термосилового нагружения и деформирования образца.

ИИС функционально делится на три блока: блока датчиков-преобразователей измеряемых величин, блока визуальной индикации и блока регистрации и первичной обработки данных. К блоку датчиков-преобразователей относятся динамометрические тензорезисторные измерители нагрузки, тензометрические преобразователи деформаций и импульсные датчики перемещений подвижной траверсы испытательной машины. Четыре сменных датчика усилий (динамометра) обеспечивают измерение и регистрацию усилий в диапазоне 100…0,002 кН. Базовый в ИИС компьютер оборудован аналого-цифровой и цифро-аналоговыми интерфейсами и предназначен для обработки аналоговых сигналов о нагрузке, деформации и температуре. Для измерения малых деформаций, характерных рассматриваемому

классу материалов, при проведении испытаний на растяжение и сжатие, аналоговый сигнал до входа на соответствующий канал интерфейсной платы предварительно усиливается в многоканальном тензоусилителе, разработанном в СКТБ ИПП НАН Украины. Он же осуществляет достаточно эффективное подавление различных помех.

Принципиальной особенностью испытательного комплекса является возможность программного изменения характера нагружения и реализация различных режимов мягкого, жесткого или смешанного деформирования во времени непосредственно в процессе испытания образца. Благодаря этому методически система механического нагружения позволяет решать специфические вопросы высокотемпературных испытаний, в частности, компенсации температурных деформаций образца в процессе нагревания. Это обеспечивается последовательной работой на режимах поддержания постоянной минимальной нагрузки (аналог испытаний на ползучесть) до достижения заданного уровня температуры и режиме активного нагружения с заданной скоростью деформирования до разрушения. Проведения испытаний в вакууме, нейтральных и агрессивных средах.

2. Для исследования конструкционной прочности моделей и натурных конструкций из КМ создан **Испытательный комплекс «Электрон»** (рис. 2). Комплекс позволяет проводить исследования в условиях программного нагрева и механического нагружения, Объектами испытаний являются цилиндрические оболочечные конструкции (или модели).

Рис. 2. Испытательный комплекс «Электрон»

Системы силовых нагружающих устройств обеспечивают: усилия сжатия – 25 т, усилия растяжения – 20 т, внутренне давление в оболочке до 15,0 МПа. Нагревательные устройства обеспечивают проведение испытаний при температурах оболочки в диапазоне 200…1000 К.

Максимальные размеры оболочки: диаметр - до 800 мм, высота до 1100 мм. Реализуемые схемы одно – и многофакторного нагружения конструкций показаны на рис. 3.

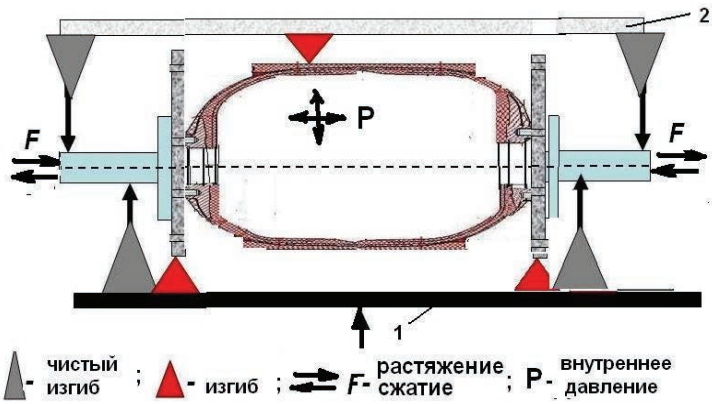


Рис. 3. Схемы нагружения оболочечных конструкций на комплексе «Электрон»: 1, 2 – подвижная и неподвижная траверсы испытательной машины

В состав комплекса входят также серия камер, обеспечивающих возможности оценки предельного состояния конструкций (моделей) в условиях нагружения внутренним давлением без внешней нагрузки. Пример таких камер показан на рис. 4.

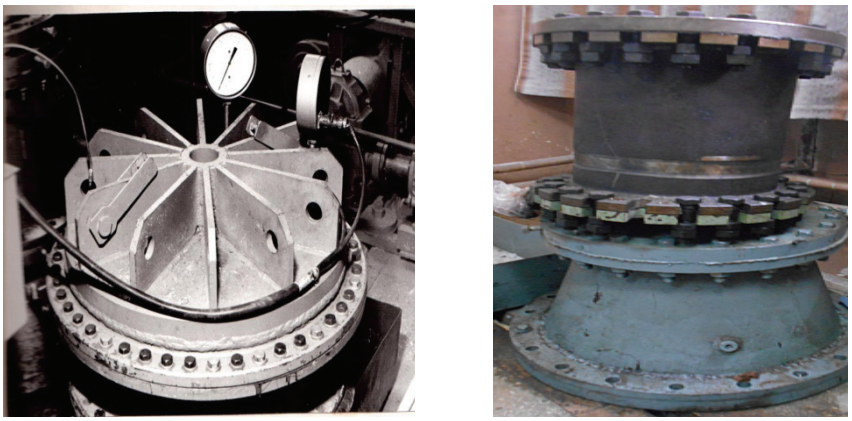


Рис. 4. Испытательные камеры

Испытательный комплекс «Электрон» оснащен многоканальной системой измерения деформаций, температур и давлений (СИД КС-16). Система разработана и изготовлена для измерения и регистрации изменения деформаций в процессе нагружения испытуемых объектов на комплексе испытательных, в том числе и газодинамических, высокотемпературных стендов (силовых параметров - 4 канала, деформаций - 12 каналов и температур - 5 каналов) на базе системы PMX (HBM, Германия). В дальнейшем число каналов может быть увеличено путем добавления в систему дополнительных систем (модулей) PMX предназначена. Программное обеспечение, состоящее из *«Web Server PMX»* (HBM, Германия) и специально разработанной программы *«PMX Test Monitor»* обеспечивает удобную работу системы измерения и регистрации. Система дополняет действующую 16-канальную систему (ИИС ГДС-16) и позволяет существенно увеличить число измерительных каналов. Систему ИИС ГДС-16 разработана в СКТБ ИПП им. Г.С. Писаренко НАН Украины на базе усилителей «QuantumX» фирмы «Hottinger Baldwin Messtechnik (HBM) GmbH». (Германия) с ПО «Catman®AP», обеспечивающего обработку сигналов от первичных источников, мониторинг информации и представления ее в виде табличных и иллюстративных данных на ПЭВМ.

Базовый вариант комплекса предусматривает возможность синхронного измерения давлений (2 канала), температур (6 каналов), деформаций (2 канала) и линейных перемещений (4 канала). Контроль и регистрация давления рабочей среды осуществлялся образцовыми манометрами и преобразователи давления РС-28 на предельные давления 2.5, 10, 25 и 50 МПа. Допускаемая перегрузка 100 МПа для предельного давления 50 МПа и 70 МПа для остальных. Диапазон рабочих температур от -50°С до 1200°С. Температура измеряется термопарами типа ХК, ХА, ПП и пирометром инфракрасного излучения «Infratherm IGA 140» с программным обеспечением (ПО) InfraWin для ПЭВМ. Для измерения линейных перемещений использовались датчики перемещения. Система относится к лабораторным технологическим устройствам общетехнического назначения, которые могут применяться в лабораториях механических испытаний для многоканальных измерений деформаций крупногабаритных объектов.

3. Методики испытаний, определения деформационных и прочностных характеристик КМ на модельных образцах и моделях конструкций предполагают решение основной задачи исследования по теме – определению механизмов повреждения и разрушения композиционных материалов с учетом факторов, отражающих или моделирующих технологические процессы изготовления и реальные условия эксплуатации элементов конструкций. Основной акцент при рассмотрении методик сделан на измерении деформаций при испытаниях образцов КМ, так называемых модельных образцов (см. рис. 5) и различных зон модельных конструкций, Специфика их изготовления, исходные методы формирования КМ для них отражает, прежде всего, особенности таких материалов работать в конструкции, реально отражать технологические процессы изготовления как материала, так и конструкции в целом. Деформации при этом могут служить критерием сравнения при анализе получаемых результатов испытаний. Примером

целесообразности таких подходов может служить проблема оценки реальных механизмов повреждения КМ и достижения предельного состоянии оболочечных конструкций, широко распространенных в ракетно-космической технике, в частности, изделий типа «кокон» (рис. 3). Исследование механизмов повреждения элементов стыков предполагает проведение испытаний модельных образцов, представляющих собой фрагменты моделей кокона.

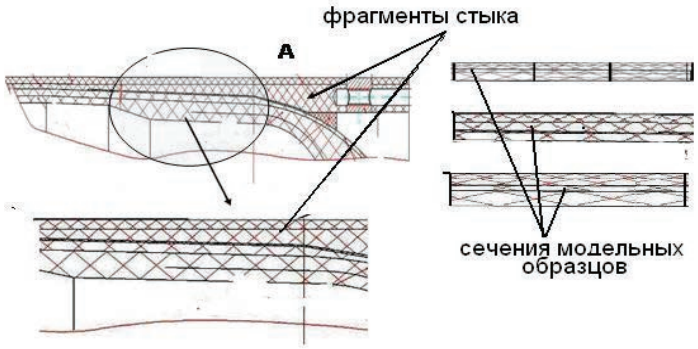


Рис. 5. Схемы конструирования модельных образцов

При этом следует обратить внимание на последовательности решения такой задачи:

- получение информации о прочностном состоянии отдельных слоев из слоистых КМ;
- получение данных о межслойной прочности отдельных элементов конструкции , изучение поведения многослойных моделей;
- испытание полноразмерных конструкций или их моделей (рис. 3).

Первый этап предполагает проведение комплекса стандартных испытаний и получение характеристик, которые являются сравнительной базой для на всех последующих стадиях исследований и основой для расчетных оценок несущей способности конструкции в условиях эксплуатации. Принципиальным при этом будет корректировка расчетных моделей для учета конструкционных и технологических факторов, количественные данные для конструкции предполагается получить при выполнении указанных выше последующих этапов.

Поведение КМ различных зон слоистой конструкции на стадии их конструирования целесообразно исследовать на образцах, выбор конструкции которого обеспечивает заданные и, естественно, определяющие механизмы деформирования и разрушения. Типы таких образцов, с использованием которых проведен в рамках данной работы цикл исследований, показан на рис. 6.

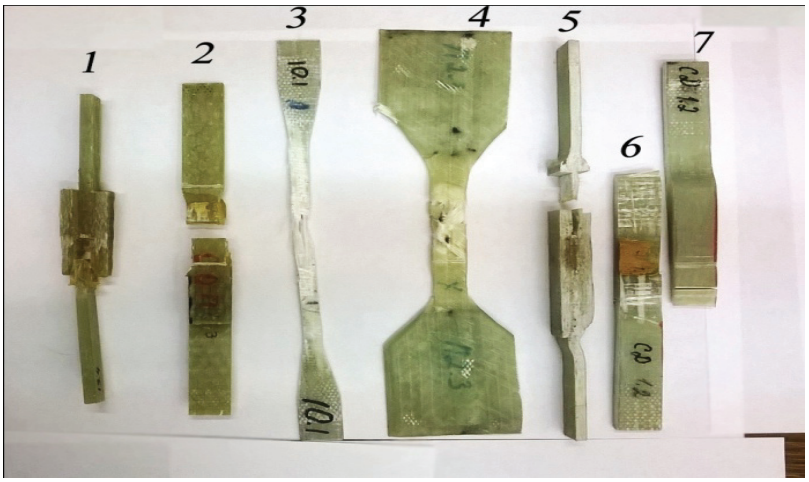


Рис. 6. Типы тестовых образцов

Методологически задачи по изучению механизмов разрушения конструкций из КМ и прогнозирования их несущей способности по значениям характеристик материала, полученным при стандартных испытаниях, включают несколько этапов. Подходы к их реализации во многом аналогичны разработанной ранее методики оценки повреждённости материала [6].

Получение исходных экспериментальных данных для этой методики происходит следующим образом:

1. Проводятся испытания на растяжение, сжатие, сдвиг на стандартных образцах для выбора оптимального варианта материала по трём направлениям.

2. Проводятся испытания на растяжение, сжатие, кручение на образцах-свидетелях в одном направлении выбранных материалов, из которых изготавливается конструктивный элемент.

3. Сравниваются диаграммы деформирования, полученные в п.п.1 и 2.

Выводятся коэффициенты корреляции между этими диаграммами и строятся недостающие диаграммы.

4. Проверяются контрольными экспериментами вновь полученные диаграммы (45 и 90 град.).

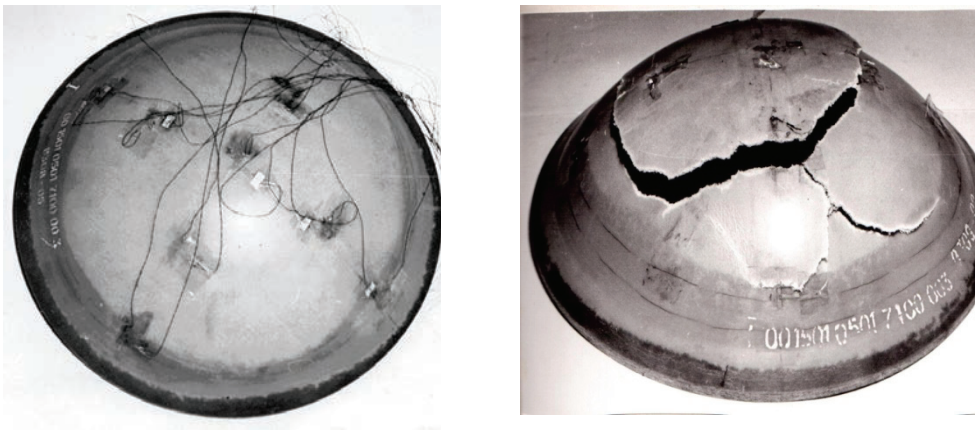
5. По проведенным экспериментам на конструктивных элементах строятся диаграммы деформирования в контрольных точках элемента (где установлены датчики деформаций).

6. Сравниваются данные диаграмм (п.5) с (п.4).

7. В случае идентичности этих диаграмм используется методика прогнозирования и рассчитывается по заданной программе нагружения конструктивного элемента во времени её долговечность или прочность в данной контрольной точке элемента и так, последовательно, для других точек.

Ниже рассмотрены некоторые результаты исследований, проведенных с использованием указанных выше методик и экспериментальной базы.

4. Проведение экспериментов на конструктивном элементе (типа мембраны) осуществлялось в специальной камере испытательного комплекса (рис. 4). Нагружалась мембрана односторонним давлением жидкости со стороны вогнутой её части.



а б

Рис. 7. Мембрана с наклеенными тензодатчиками до (а) и после разрушения (б)

Получены экспериментальные данные распределения деформаций по сечению мембраны как по меридиану, так и по окружности, т.е. поле деформаций мембраны при нагружении. Одновременно для этого КМ, из которого изготовлена мембрана, получены данные диаграмм деформирования на образцах двух типов- стандартных образцах и образцах – свидетелей. Проведя расчёт в упругой постановке напряжённо-деформированного состояния этой мембраны можно, собрав все эти данные вместе и проанализировав их, найти упругие характеристики КМ в конструкции-мембране. Таким образом можно в каждой точке мембраны построить диаграмму КМ со свойствами КМ в конструкции

Сравнивая их с действующими на мембрану напряжениями, получаем зону разрушения мембраны. На рис. 8 представлены итоговые результаты ,из которых видно на сколько отличаются данные расчёта и эксперимента, Максимальное давление на мембрану в момент разрушения составило - 22,5 атм., а по предлагаемой методике - 21 атм. Расхождение между расчётом и экспериментом составило - 5-6 %.

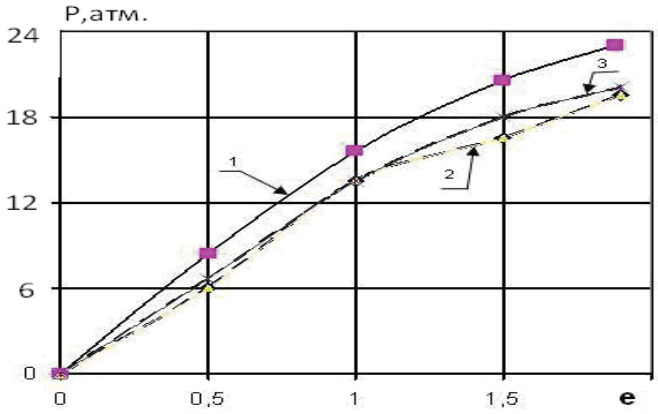


Рис. 8. Диаграммы деформирования «P–e»: 1 - экспериментальная кривая «P–e» при программном нагружении; 2 - расчётная кривая «P–e», полученная по данным на образцах; 3 - расчётная кривая «P–e», полученная по предлагаемой методике для случая нагружения по программе

5. Проведение экспериментов на испытательном комплексе «Вулкан» преследовало цель получение диаграмм деформирования «σ-□» в условиях растяжения образцов из углерод-углеродных композиционных материалов (УУКМ) при температурах 293-3300К. Сводные данные по зависимости усредненных кривых деформирования от температуры представлены на рис. 9. В мировой литературе имеются данные диаграмм деформирования «σ-□» при температурах до 2500К, полученные результаты при температурах 2500-3300К не имеют аналогов в мире.

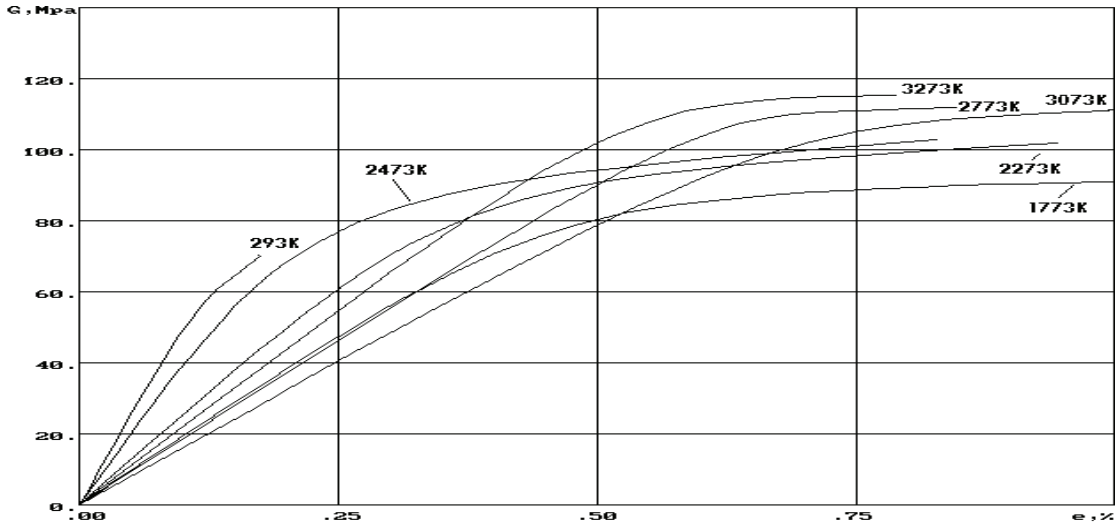


Рис. 9. Влияние температуры на усреднённые диаграммы «σ – ε» при растяжении образцов из УУКМ

Видна общая тенденция упрочнения материала при повышении температуры, притом, при 3300К прочность достигает своего максимума. Анализируя полученные результаты вцелом, следует заметить следующее. Влияние температуры на прочностные и деформационные свойства исследованных материалов сказывается не одинаково. Увеличение температуры ведет к увеличению прочности УУКМ вплоть до 3300К ~ на 30–50 %, в то же время деформация при разрушении увеличивается до 8 раз по сравнению с деформацией при комнатных (при 293 К) температурах.

Такое существенное влияние температуры на прочность и деформативность материала связано со многими материаловедческими и технологическими факторами, обусловленными спецификой производства материала и изготовления образцов из этих материалов. Для УУКМ в диапазоне 1500 – 2300К характерны фазовые превращения в материале, ведущие к образованию более плотных упаковок на уровне молекулярного строения. Эти превращения, в конечном счете, увеличивают прочность материала до ~ 30 %. Весьма важным является влияние самой температуры на физико-механические свойства

материалов, которая, в связи с термофлуктуационным характером поведения всех материалов при высоких температурах, ведет к их разупрочнению.

Приведенные ниже данные такого анализа для некоторых характерных образцов подтверждает неизбежность и существенность влияния этого фактора и обязательность его учета при практическом использовании представленных результатов.

Выводы

1. Представлены материалы, полученные при выполнении данной работы в рамках проекта «Ресурс-1.6».

2. Разработаны методики и экспериментальные средства для проведения исследований прочности КМ и конструктивных элементов из них при температурах 293-3300 К.

3. Получены результаты исследования прочности КМ в конструкциях и элементов конструкций.

4. Экспериментально подтверждена методика прогнозирования прочности КМ в условиях сложного силового и теплового нагружений.

5. Получены для УУКМ диаграммы деформирования «σ – ε» при температурах 293-3300К,из них результаты при температурах 2500-3300К не имеют аналогов в мире.

1. *Карпов Я.С., Ставиченко В.Г*. Методика расчета на прочность слоистых композиционных материалов при термомеханическом нагружении // «Пробл. Прочности. – 2010. - № 4. - С. 154-164.
2. *Бахтина Е.В*. Выбор аналитических методик для определения механических характеристик однонаправленных композиционных материалов на основе стекловолокон // Пробл. Прочности. – 2014. - № 1. - С. 80-88.
3. Гузь А.Н., Хорошун Л.П., Михайлова М.И., Бабич Д.В., Шикула Е.Н. Прикладные исследования. - К.: «А.С.К.», 2003. - 398 с. - (Механика композитов: В 12-ти т.; Т. 12).
4. Дзюба *В.С., Кравчук Л.В., Куриат Р.И., Оксиюк С.В., Токарский В.А*. «Методика и результаты исследования прочности композитных материалов при кручении в условиях высоких температур (до 3300К)» // Механика композитных материалов. – 2011. - № 2. - С. 335-342.
5. *Дзюба В.С., Оксиюк С.В*. Исследование прочности углерод-углеродных композиционных материалов в условиях температур 293…3300 К при высокоскоростном нагреве // Пробл. прочности. – 2005. – № 1. – С. 136-143.
6. Дзюба В.С. Прочность неметаллических материалов // Прочность материалов и конструкций; Под ред. В.Т. Трощенко. – К.: Академпериодика, 2005. – С. 929 – 992.
7. *Guz A.N*. On One Two-Level Model in the Mesomechanics of Cracked Composites // Int. Appl. Mech. -2003. - 39, N 3. - P. 274 - 285.
8. *Khoroshun L.P*. Principles of the Micromechanics of Material Damage. 2. Long-Term Damage // Int.Appl. Mech. - 2007. - 43, N 2. - P. 127 - 135.

ПРОЕКТ 1.7

Розробка методики визначення впливу розмірів зразка на розвиток тріщин в тонколистових (обшивних) матеріалах авіаційних конструкцій

УДК 539.4

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРОВ ОБРАЗЦА НА РАЗВИТИЕ ТРЕЩИН В ТОНКОЛИСТОВЫХ (ОБШИВОЧНЫХ) МАТЕРИАЛАХ АВИАЦИОННЫХ КОНСТРУКЦИЙ

В.П. НАУМЕНКО, Н.К. КУЧЕР, Р.В. КРАВЧУК, Е.Л. ДАНИЛЬЧУК, Р.П. ПРИХОДЬКО
(Ин-т проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины)

Рассмотрены задачи и цели обширной программы исследований развития трещин в плоских образцах из пластичных материалов различной физической природы. Разработана методика определения влияния размеров образца изготовленного из типового материала обшивки фюзеляжа транспортных самолетов на параметры формирования и распространения сквозной трещины в условиях квазистатического одноосного растяжения. Эта методика должна стать одним из базовых положений нового подхода к сертификации характеристик сопротивления разрушению тонколистовых материалов авиационных конструкций. Речь идет о разработке методологии всесторонней оценки стабильного развития сквозных трещин в тонколистовых материалах разной физической природы (металлы, композиты), из которых изготовляют, или будут изготовлять, тонкостенные детали повышенной опасности. Такая оценка предусматривает определение параметров профиля трещины на всех стадиях разрушения образца, начиная с момента инициирования этого процесса и заканчивая полной потерей образцом несущей способности. Ожидается, что в будущем с помощью методологии всесторонней оценки разрушения можно будет получать сопоставимые характеристики трещиностойкости для разных обшивочных материалов авиационных конструкций. Они будут определятся по данным испытаний на растяжение серии прямоугольных пластин с эталонным концентратором напряжений. Последний имеет форму сквозного цилиндрического отверстия, диаметр которого малый по сравнению с шириной пластины.

Ключевые слова: *листовые металлы, стесненность деформаций, прерывистое разрушение, равновесный рост трещины, профиль трещины, характерные состояния трещины*

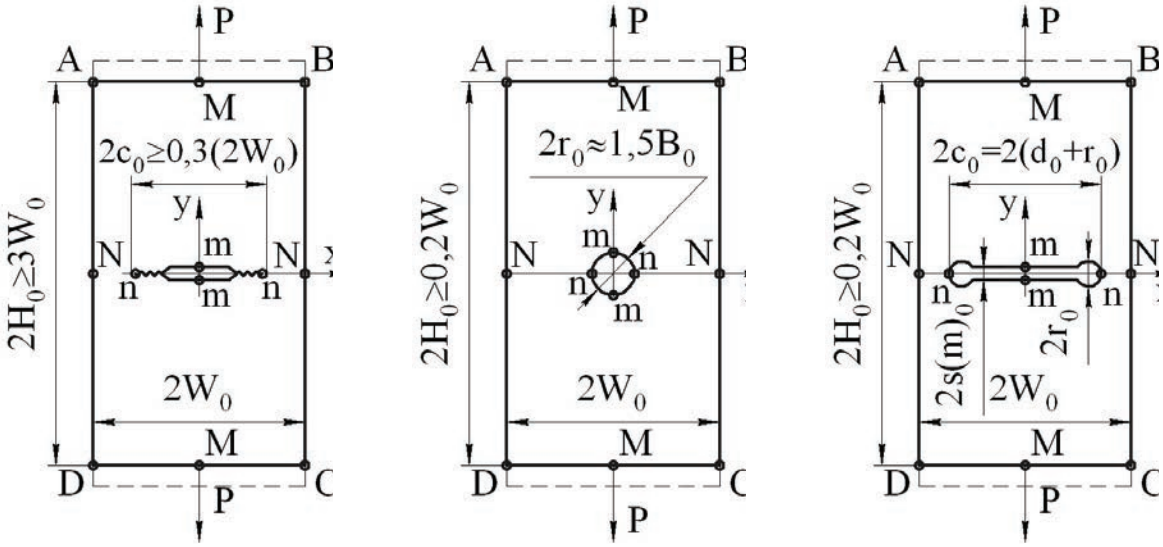
Введение. Оценка трещиностойкости листовых материалов, например, алюминиевого сплава Д16АТ, с помощью традиционных теоретических моделей и критериев классической механики разрушения невозможна из-за неприемлемых требований к размерам «стандартных» образцов. Кроме того, упомянутые методы неприменимы к определению характеристик сопротивления листовых металлов распространению сквозных трещин, имеющих относительно большую протяженность, в условиях т.н. низкой стесненности деформаций, и с учетом особенности разрушения листовых металлических материалов по моде I+III. По мере развития традиционных подходов механики разрушения предпринимались попытки создания новых критериев разрушения твердых тел, такие как скорость диссипации энергии R, неотъемлемая работа разрушения w_e, угол раскрытия вершины трещины.

Ключевым элементом любого метода инженерной оценки разрушения является наличие достаточно полного набора данных о стандартных характеристиках прочности, пластичности и трещиностойкости материала рассматриваемой конструкции. В этот набор данных должны быть включены только те характеристики материала, которые были определены с помощью наиболее совершенных методов испытаний. Применительно к оценке трещиностойкости листовых металлов таковыми являются методы ASTM E2472–06 [1] и ISO 22889:2007 [2], базирующиеся на использовании критического угла ψ_c раскрытия вершины трещины CTOA–ψ. Однако при изучении и использовании упомянутых стандартов, было установлено, что их отдельные положения являются неоднозначными, спорными и в некоторых случаях даже ошибочными. Изложенное позволяет утверждать, что разработка нового подхода к определению характеристик трещиностойкости листовых металлов является актуальной задачей механики

© В.П. НАУМЕНКО, Н.К. КУЧЕР, Р.В. КРАВЧУК, Е.Л. ДАНИЛЬЧУК, Р.П. ПРИХОДЬКО, 2015

упругопластического разрушения.

Базовый образец. При экспериментальных исследованиях разрушения листовых металлов уже многие десятилетия широко используется образец М(Т) с проблемной областью ABCD (рис. 1, а), удовлетворяющей размерному требованию ($2H_0 \geq 3W_0$). Стереотип приоритетности испытаний образца М(Т) свойственен практически всем национальным и международным стандартам, предназначенным для определения характеристики K_c листовых металлов. Более того, разработчики новейших нормативных документов [1] и [2] считают конфигурацию образца М(Т) предпочтительной, т.е. одной из наиболее подходящих для определения критической величины ψ_c угла *CTOA*–ψ раскрытия вершины растущей трещины. На наш взгляд, более подходящим образцом является прямоугольная пластина, в центре которой содержится малое несовершенство. Представление о малых структурных, физических и геометрических несовершенствах обычно используют в исследованиях, посвященных построению т.н. предельных диаграмм формоизменения листовых металлов. Как показано в работах [3–11], для таких целей наиболее подходящим является геометрическое несовершенство в виде сквозного кругового отверстия (рис. 1, *б*, *в*). Конфигурация образца MR(T) позволяет: 1) реализовать процесс упорядоченной прерывистости роста трещины; 2) свести к пренебрежимо низкому уровню эффекты потери устойчивости и скорости роста трещины в исследованиях разрушения листовых металлов; 3) изменять уровень стесненности деформаций путем изменения соотношения размеров $2H_0$ и $2W_0$; 4) обеспечить неизменность микромеханизмов разрушения с момента зарождения естественной трещины и до разделения образца на части; 5) однозначно идентифицировать момент зарождения трещины простым и универсальным способом.



(*а*) (*б*) (*в*)

Рис. 1. Обрацы из тонколистовых металлических материалов: *а, б, в* – соответственно образцы М(Т), MR(T), MDR(T)

В рамках программы экспериментальных исследований были испытаны серии образцов в широком диапазоне размеров, указанных в табл. 1.

Таблица 1. Размеры проблемной области образцов из сплава Д16АТ

Обозначения образцов*	**$2W_0$, мм**	**$2H_0$, мм**	**$2r_0$, мм**	**$2d_0$, мм**	**$2s(m)_0$, (мм)**	**$2c_0$, мм**
1. Крупногабаритные образцы						
MR(T)–0.5–10.0	1200	600	2	0	2	2
MDR(T)–0.5–10.0	1200	600	2	10	0.12	12
MDR(T)–0.5–10.0	1200	600	2	20	0.12	22
MDR(T)–0.5–10.0	1200	600	2	38	0.12	40
MDR(T)–0.5–10.0	1200	600	2	58	0.12	60

Обозначения образцов*	**$2W_0$, мм**	**$2H_0$, мм**	**$2r_0$, мм**	**$2d_0$, мм**	**$2s(m)_0$, (мм)**	**$2c_0$, мм**
2. Образцы стандартной ширины ($2W^*$=120мм)						
MR(T)–5.0–1.0	120	600	2	0	2	2
MR(T)–1.5–1.0	120	180	2	0	2	2
MR(T)–1.0–1.0	120	120	2	0	2	2
MDR(T)–1.0–1.0	120	120	2	3	0,12	5
MDR(T)–1.0–1.0	120	120	2	8	0,12	10
MDR(T)–1.0–1.0	120	120	2	18	0,12	20
MDR(T)–1.0–1.0	120	120	2	38	0,12	40
MR(T)–0.5–1.0	120	60	2	0	2	2
MR(T)–0.1–1.0	120	12	2	0	2	2
3. Малогабаритные образцы						
MR(T)–7.3–0.1	12	87	2	0	2	2
MR(T)–1.0–0.1	12	12	2	0	2	2
MR(T)–0.5–0.1	12	6	2	0	2	2
MR(T)–0.17–0.1	12	2	2	0	2	2

*В обозначении образцов первая цифра определяет форму его проблемной области (H_0/W_0), а вторая это показатель размера образца (W_0/W^*), где W^* – ширина стандартного образца. Для листового проката сплава Д16АТ толщиной B_0=1,4 – 1,5 мм принято $2W^*$=120 мм.

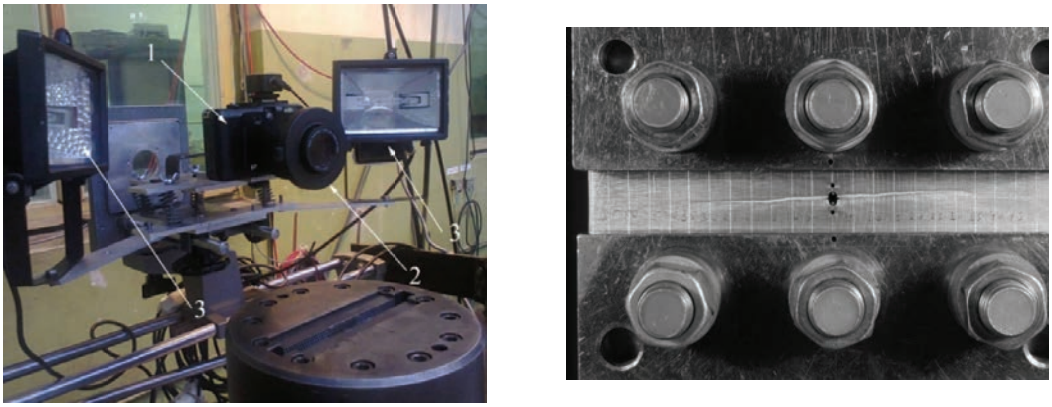
Методика цифровой фото– и видеосъемки профиля трещины. Для регистрации длины трещины 2*c* в процессе нагружения были разработаны и использованы следующие методы и средства:

– цифровая фотосъемка поверхности образца цифровой фотокамерой *Canon Power Shot G*7 с разрешением 3648x2736 *pix*;

– цифровая видеосъемка поверхности образца цифровой фотокамерой *Canon Power Shot G*7 с разрешением 1024x768 *pix*, частота съемки≈15 кадров/секунду;

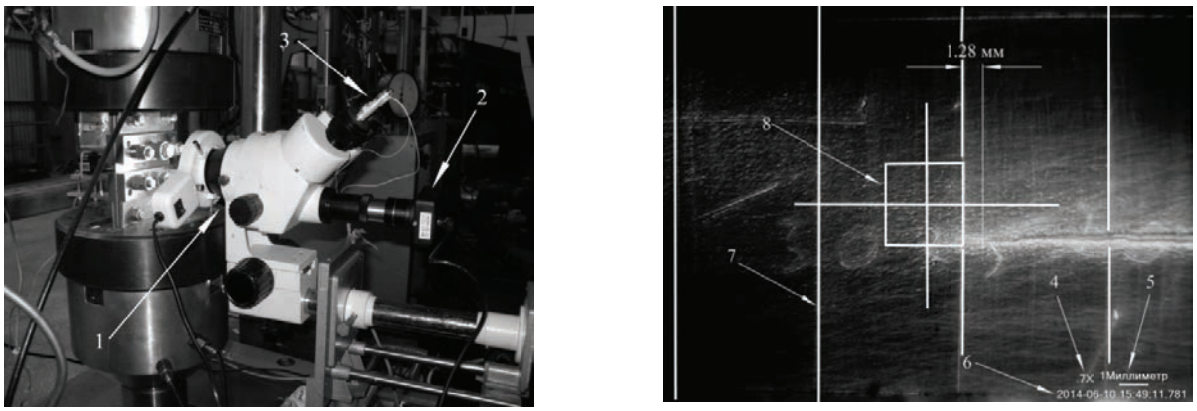
– цифровая микровидеосъемка окрестности вершины трещины с использованием микроскопа *KONUS Crystal Pro* 5424, оснащенного цифровой *CMOS*–видеокамерой *Levenhuk C*800 *NG*, обеспечивающей фото– и видеосъемку с разрешением 3264x2448 *pix*, частота съемки ≈1.9 кадров/секунду.

При использовании фото- и видеотехники возникали определенные трудности при подключении их к испытательным установкам [12-13]. В частности, при фотографировании окрестности вершины движущейся трещины необходимо обеспечить взаимную привязку (синхронизацию) между номерами фотоснимков и записями параметров нагружения образца в файле эксперимента. Для этого необходимо на основе какого-либо внешнего физического процесса создать цифровой или аналоговый сигнал, связанный с процедурой фотографирования и доступный для регистрации и последующей оцифровки средствами контроллера испытательной машины. В качестве такого физического процесса можно использовать командный сигнал включения фотовспышки, подаваемый с фотокамеры на адаптер центрального синхроконтакта при нажатии кнопки управления затвором (кнопка «спуск»). Также при отсутствии аппаратной связи видеокамеры с испытательной машиной возникают трудности установления значений параметров нагружения образца в моменты фиксации видеокадров профиля трещины. Для решения задачи взаимного согласования процессов нагружения и видеосъемки использовался в качестве связующего элемента момент исчезновения светового пятна от лазерной указки, управляемой цифровым выходом *Digital Output* контроллера.

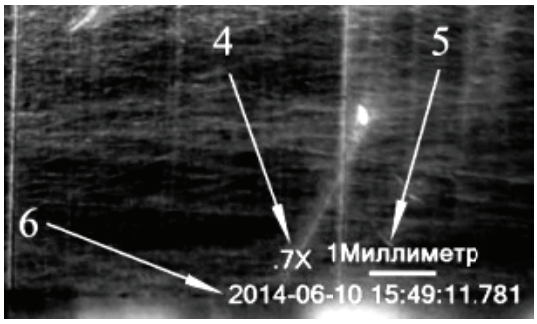


а *б*

Рис. 2. Оборудование для цифровой фото– или видеосъемки (*а*): (1-цифровая фотокамера *Canon Power Shot G*7; 2 - макроконвектор *Raynox CM*–3500 с адаптером *Canon LA–DC*58*H*; 3 - галогеновые светильники) и фотоснимок образца шириной $2W_0 = 120$ мм и высотой $2H_0 = 12$ мм с трещиной $2c_i = 68$ мм, полученный с помощью фотокамеры *Canon Power Shot G*7 (*б*)



а *б*



в

Рис. 3. Оборудование для цифровой микровидеосъемки (*а*): (1 - микроскоп *KONUS Crystal Pro* 5424; 2 - камера *Levenhuk C*800 *NG* (2); 3 - устройство *LaserMarker*), видеокадр (*б*) и фрагмент видеокадра (*в*) окрестности вершины трещины: (4 - увеличение мікроскопа; 5 - калибровочная линейка; 6 - показания текущего времени; 7 - маркерная линия на поверхности образца; 8 - центральный маркер)

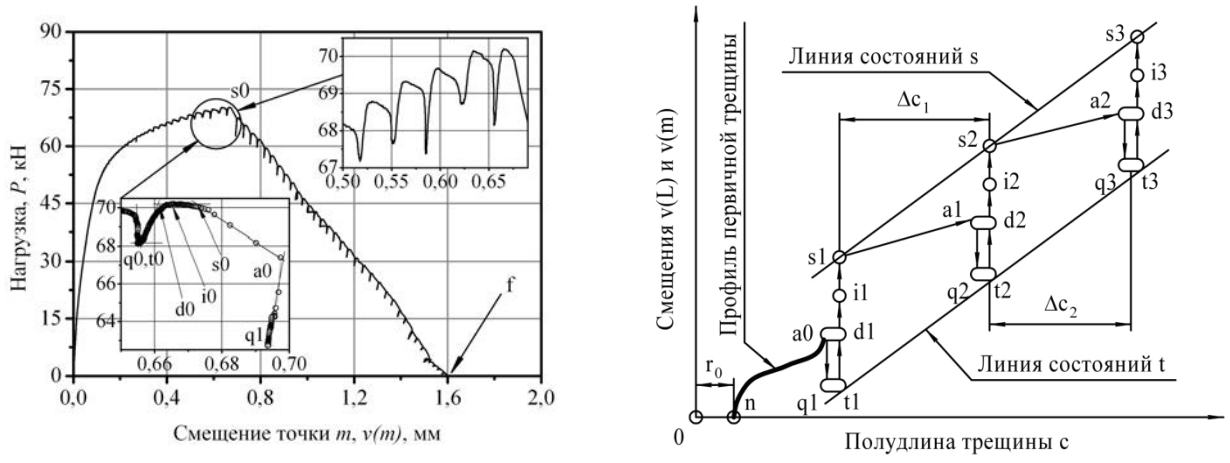
Материалы экспериментальных исследований. Прерывистое разрушение. В испытаниях образцов из листовых материалов часто наблюдается скачкообразный рост сквозных трещин. Исходя из численности конкурирующих моделей прерывистого разрушения, на данный момент отсутствует приемлемая теория для описания упомянутого физического явления. Поэтому, в рамках работы было проведены систематические экспериментальные исследования скачкообразного развития сквозных трещин в одном из типовых модельных материалов механики упруго-пластического разрушения.

Скачкообразный рост и характерные состояния трещины. Упругопластическое разрушение тела с трещиной в общем случае можно представить как явление чередования двух взаимосвязанных

процессов, а именно прерывистого удлинения трещины и прерывистого расширения ее полости. Отказ от повсеместного использования гипотезы о непрерывности процесса разрушения обусловлен стремлением разработать инженерную методику согласованного определения локальных параметров концевой области трещины, относящихся к процессу разрушения, и глобальных параметров, характеризующих процесс пластического деформирования материала испытуемого образца. Прежде всего, необходимо было выбрать такую конфигурацию и размеры образца с начальным концентратором напряжений, которые бы позволили получить экспериментальные диаграммы с достаточно протяженным участком скачкообразного роста трещины.

Для решения этой задачи были проведены сравнительные исследования разрушения образцов (рис. 1, *а*, *б*, *в*), имеющих одинаковую ширину $2W_0$ и разные геометрические параметры начального выреза. Оказалось, что перспективной альтернативой образцу M(T) является образец MR(T) с эталонным уровнем стесненности деформаций. Конфигурация этого образца позволяет: 1) реализовать процесс упорядоченной прерывистости роста трещины; 2) свести к пренебрежимо низкому уровню эффекты потери устойчивости и скорости роста трещины в исследованиях разрушения листовых металлов; 3) изменять уровень стесненности деформаций путем изменения соотношения размеров $2H_0$ и $2W_0$; 4) обеспечить неизменность микромеханизмов разрушения с момента зарождения естественной трещины и до разделения образца на части; 5) однозначно идентифицировать момент зарождения трещины простым и универсальным способом.

На диаграмме испытаний стандартного образца MR(T) точка *s*0 соответствует моменту образования полностью развитых наклонных полос пластичности, который совпадает с моментом старта трещины (рис. 4, *а*). Представляет интерес факт наличия и подобия скачков на восходящих и нисходящих ветвях диаграмм деформирования рассматриваемого образца. По мере увеличения смещений $\Delta v(m)$, $\Delta v(M)$, $\Delta v(L)$ самопроизвольные падения нагрузки ΔP становятся сопоставимыми с таковыми на стадии прерывистого разрушения. Можно сделать вывод, что в условиях общей текучести макроскопические поля напряжений и деформаций определяют процесс накопления повреждений как на стадии зарождения трещины, так и в процессе ее роста.



а *б*

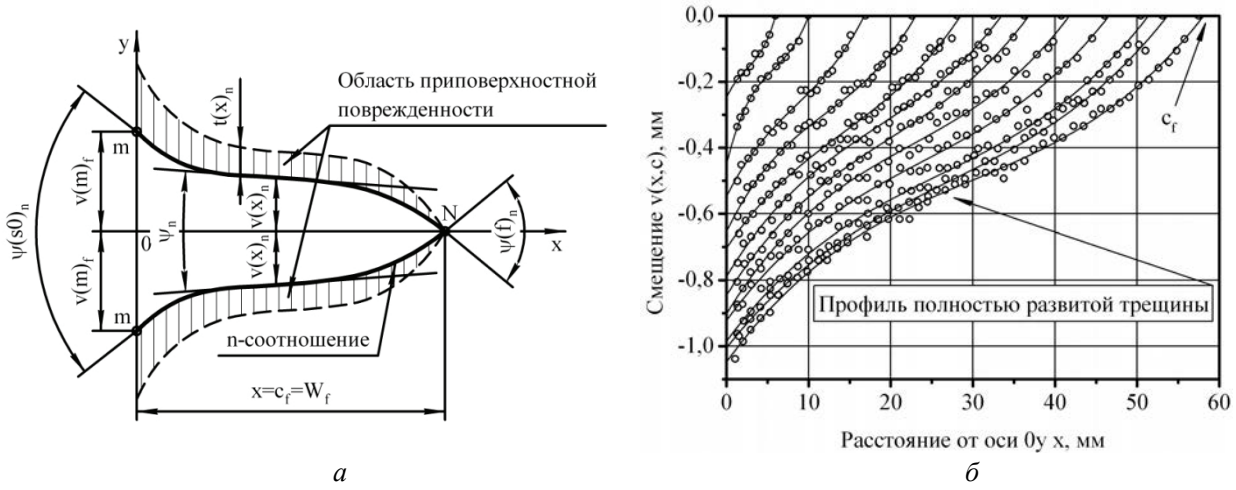
Рис. 4. Диаграмма испытаний стандартного образца MR(T) с размерами $2W_0$ = 120 мм, $2H_0$ = 12 мм и $2r_0$ = 2 мм (*а*) и идеализированная траектория скачкообразных изменений координат вершины начальной трещины при фиксированном положении крайней точки *n* на ее профилях: схематически показаны первые три цикла самопроизвольной остановки трещины (точки a), закрытия ее берегов (a–q), постоянства геометрии трещины (q–t), раскрытия (t–s) и роста (s–a) трещины (*б*)

Упорядоченные участки нарастания и падения нагрузки на нисходящей ветви диаграммы отражают циклические изменения геометрии полости отверстия и двух трещин, выходящих на его контур. Каждый цикл состоит из шести стадий (рис. 4): (*q*–*t*) – временной интервал неизменности очертаний указанной полости; (*t*–*d*) – увеличение поперечных размеров полости вследствие накопления локализованных пластических деформаций; (*d*–*i*) – скачкообразное продвижение полос пластичности внутри зон локализованных деформаций; (*i*–*s*) – формирование предельно ослабленных поверхностей, т.е. полностью

развитых зон процесса разрушения; (*s*–*a*) – снятие сил когезионного сцепления между поверхностями зон процесса разрушения, отождествляемое с образованием трещин; (*a*–*q*) – закрытие полости отверстия и трещин вследствие самопроизвольной разгрузки образца.

Ссылочный профиль центральной трещины. Таковым предложено считать правую (нижнюю) ветвь профиля полностью развитой трещины (рис. 5, *а*). В ее очертаниях как бы, запечатлены все сведения о процессах, происходящих внутри концевой области растущей трещины. Мы полагаем, что между остаточными деформациями в приповерхностных слоях материала (рис. 5, *а*), охватывающих тот или иной участок траектории роста сквозной трещины в листовом металле, и параметрами ее профиля на этом участке должны существовать устойчивые корреляционные связи.

Протяженность приростов трещины контролируется остаточными пластическими деформациями в областях приповерхностной поврежденности (рис. 5, *а*). Точки *f* (рис. 4) обозначают момент пересечения кончиками растущей трещины вертикальных границ образца в точках *N* (рис. 1). Кривую $v(n)_n$ будем называть ссылочным профилем трещины или *n*–соотношением (рис. 5 и 6). Если депланационные смещения $w(x, y)$, направленные перпендикулярно к срединной плоскости тонкой пластины (*x0y* на рис. 1), пренебрежимо малы, то геометрию полости трещины можно определить достаточно просто и точно по ее профилю на лицевых поверхностях образца. Для построения профиля трещины мы используем расстояния $2v(x)$ между ответными точками на берегах реальной трещины. Расстояния $2v(x)$ для левой и правой ветвей трещины измеряли отдельно микроскопом на одной или на обеих поверхностях пластины. Усредняя результаты измерений, мы преобразуем профиль реальной трещины в эквивалентный профиль идеализированной трещины.

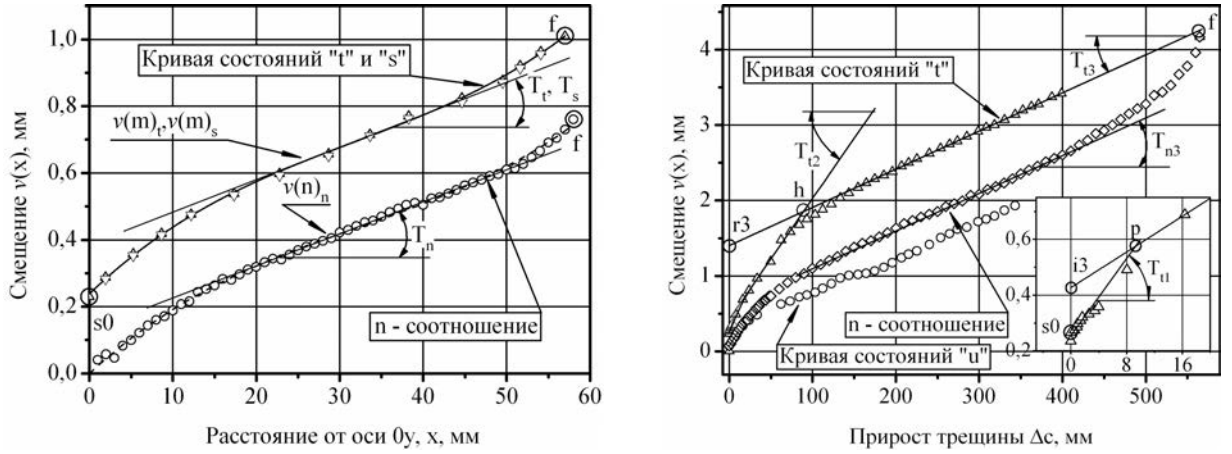


а *б*

Рис. 5. Правая половина профиля полностью развитой трещины (*а*) и экспериментально установленные очертания трещины, растущей в образце MR(T) шириной $2W_0$=120 мм, высотой $2H_0$ = 120 мм и $2r_0$ = 2 мм (*б*)

Идеализированной профиль полностью развитой трещины (рис. 5, *а*) состоит из четырех геометрически подобных кривых *v(x)*, которые расположены симметрично относительно осей *0x* и *0y*. Он эквивалентен реальному профилю в смысле равенства максимальных размеров $2c_f$ и $2v(m)_f$ полости трещины. Каждому из шести периодически повторяющихся событий скачкообразного роста трещины (рис. 4) соответствуют свои очертания $v(x)$ ее профиля. Линии, соединяющие точки одинаковых событий (линии *s* и *t* на рис. 4, *б*), обозначают виртуальный (непрерывный) рост трещины.

Равновесный рост трещины. Предполагаемая трактовка понятия *равновесный рост трещины* на основе анализа очертаний ссылочного профиля трещины, качественно отличается от наиболее распространенной точки зрения [14]. Типичные профили полностью развитых трещин, сформировавшихся при разных уровнях глобальной стесненности деформаций, показаны на рис. 6. Под термином *равновесное разрушение* будем понимать непрерывный (виртуальный) процесс образования свободных поверхностей, в ходе которого угол раскрытия берегов полностью развитой трещины не изменяется (углы $\psi_n = 2T_n$ и $2T_{n3}$ на рис. 6).

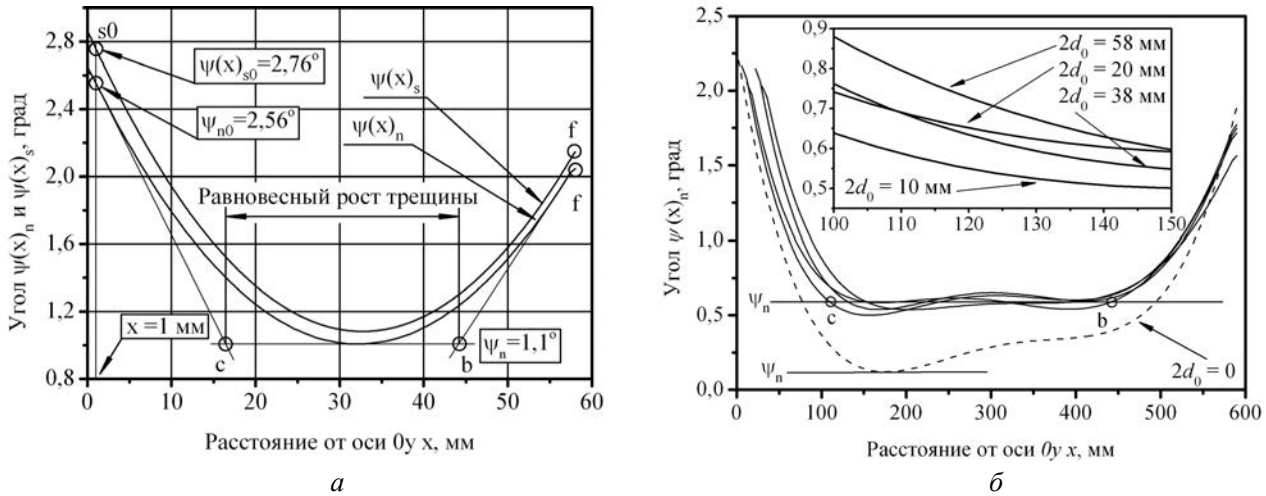


а *б*

Рис. 6. Кривые непрерывного (виртуального) роста трещины в образце MR(T) размером $2W_0 = 120$ мм, $2H_0 = 12$ мм и $2r_0 = 2$ мм (*а*) и в образце MDR(T) размером $2W_0 = 1200$мм, $2H_0 = 600$ мм, $2d_0 = 58$мм и $2r_0 = 2$ мм (*б*)

Полиномы, аппроксимирующие *n*–соотношения, т.е. зависимость смещений $v(x)_n$ от прироста трещины $\Delta c = (x - c_0)$, продифференцированы по переменной *x*. В результате определены значения угла $\psi(x)_n$ раскрытия вершин трещины в каждой точке ее траектории на изломе образцов (рис. 7). Полученную таким образом кривую $\psi(x)_n$ можно упрощенно представить тремя прямыми отрезками. Точки (*s*0, *c*, *b* и *f*) пересечения этих касательных к кривой $\psi(x)_n$ друг с другом и с координатными осями определяют характерные величины углов $\psi(s0)_n$, ψ_n и $\psi(f)_n$ (рис. 4).

Критическим событием считается момент условного начала стадии равновесного разрушения (точки *c* на рис. 7). На участке $c_c \le c \le c_b$ выполняется приближенное равенство $\psi(x)_n \approx \psi_n$. Величина ψ_n, будучи базисной характеристикой сопротивления разрушению материала данного образца, обозначена как *CTOA*–ψ_n по аналогии с обозначением характеристики *CTOA*–ψ_c [1, 2]. Важной, с практической точки зрения, является также величина угла $\psi(s0)_n$, характеризующая сопротивление материала инициированию разрушения. Сведения о различиях между углами ψ_n и $\psi(f)_n$, т.е. о влиянии близости концевой области трещины к границам образца MR(T), могут быть полезными при оценке эффектов взаимодействия растущей трещины с поверхностями иных концентраторов напряжений.



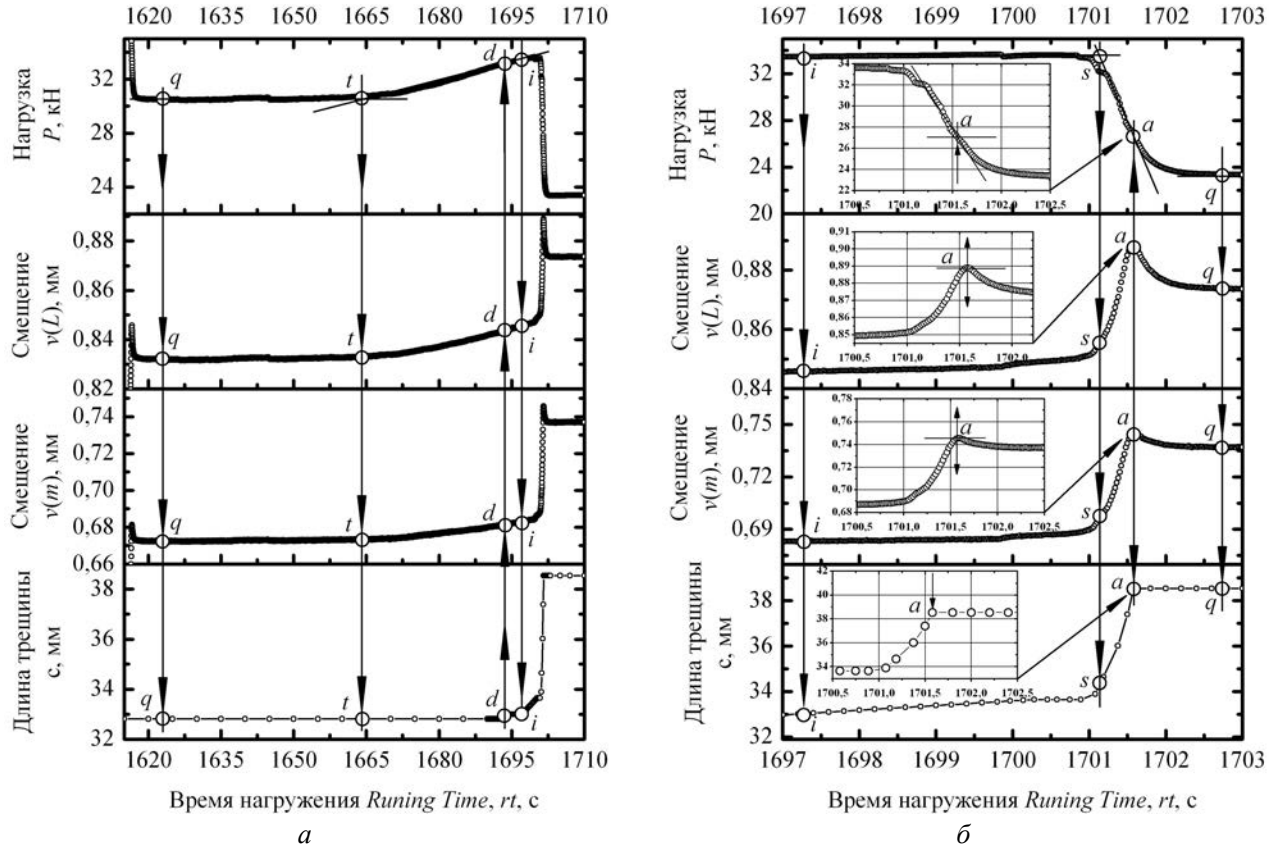
а *б*

Рис. 7. Полиномиальная аппроксимация *n* – соотношений для образца MR(T) с проблемной областью размером $2W_0 = 120$ мм, $2H_0 = 12$ мм и $2r_0 = 2$ мм (*а*) и для образца MDR(T) с размерами $2W_0 = 1200$мм, $2H_0 = 600$ мм, $2r_0 = 2$ мм (*б*)

Деформационная и энергетическая характеристики трещиностойкости. После самопроизвольной остановки трещины и закрытия ее берегов (стадия *a*–*q* на рис. 4) в рабочем сечении образца возникает специфическое поле напряжений. Последнему, как видно из данных на рис. 9, *а*, в диапазоне относительно коротких трещин ($c \le W_0$), соответствует условию неизменности профиля трещины (стадия *q*–*t*), а следовательно, и неизменности уровня поврежденности материала внутри

концевой области трещины. Это условие можно записать в виде равенства $\sigma_N = \sigma^*_{Nt}$, где σ_N – усредненное напряжение в рабочем сечении образца, σ^*_{Nt} – максимальное напряжение σ_N, при котором рост изолированной (не взаимодействующей со свободными границами образца) трещины в испытуемом образце невозможен. Для образца MR(T) из сплава Д16АТ, разрушающегося при эталонном уровне стесненности деформаций, характеристика σ^*_{Nt} = 350МПа (рис 9, *а*).

Для определения деформационной и энергетической характеристик трещиностойкости материала по данным испытаний образца MR(T) необходимо рассмотреть каждый цикл скачкообразных изменений нагрузки и смещений в отдельности (рис. 8 и 9, *б*). Деформационная характеристика, т.е. угол раскрытия вершины трещины CTOA–$\psi(x)_{tot} = \psi(x)_n + \psi(x)_s$, определяется по диаграмме $P - v(m)$, а энергетическая характеристика $D_{tot} = D_{rem} + D_{loc}$ – по диаграмме $P - v(L)$. Первые составляющие угла $\psi(x)_{tot}$ и скорости диссипации энергии D_{tot} ($\psi(x)_n$ и D_{rem}) характеризует непрерывное (виртуальное) разрушение, а вторые составляющие ($\psi(x)_s$ и D_{loc}) – прерывистое (реальное) разрушение.



а *б*

Рис. 8. Временная развертка одного из циклов скачкообразного роста трещины в образце MR(T) с размерами проблемной области $2W_0$ = 120 мм и $2H_0$ = 12мм, в центре которой содержится отверстие диаметром $2r_0$ = 2 мм

Зависимость угла раскрытия трещины от координаты x $\psi(x)_s$ расчитывается по формуле

$$\psi(x)_{sj} = 2arctg\left(\frac{\delta(x)_{sj}}{2\Delta c_{j+1}}\right). \qquad (1)$$

Здесь

$$\delta(x)_{sj} = 2\left[v(m)_{sj} - v(m)_{u0}\right]\left(\frac{\Delta c_{j+1}}{c_{sj} + \Delta c_{j+1}}\right),$$

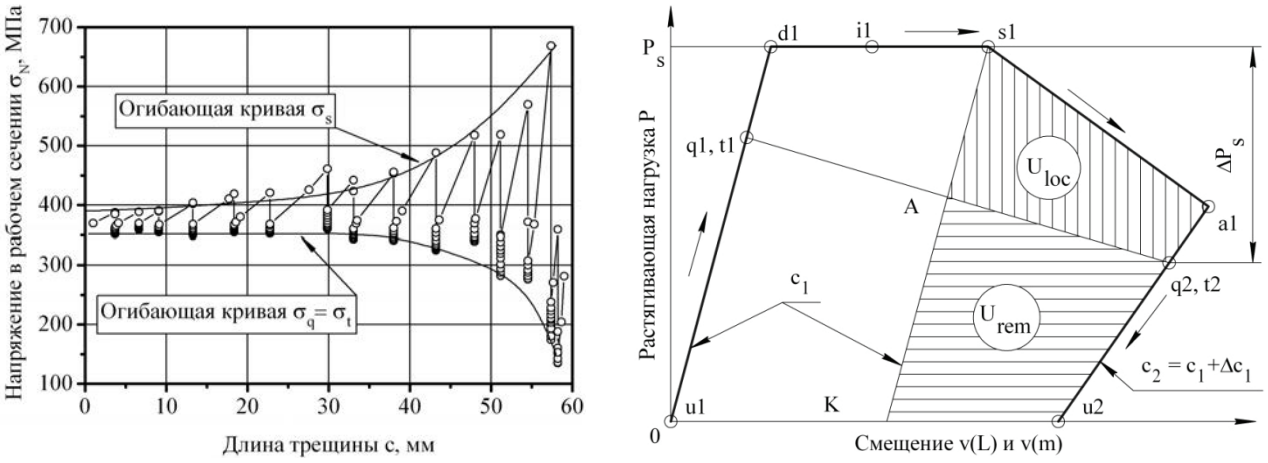
где $v(m)_s$ – смещение точки m в момент s; $v(m)_{u0}$ – смещение точки m, определяемое по точке пересечения линии полной (условной) разгрузки образца в точке (q_0, t_0) на диаграмме $P - 2v(m)$, которая параллельна линии упругого деформирования образца на этой диаграмме (рис. 4, *а*); c_s – полудлина трещины перед ее продвижением; Δc – протяженность прироста трещины, j = 1, 2, 3,... Предполагается, что протяженность

полностью развитой зоны процесса разрушения всегда равна протяженности соответствующего прироста трещины Δc. При выводе формулы (1) не использовалось распространенное предположение о том, что в условиях общей текучести приросты смещений точек приложения нагрузки равны приростам раскрытия вершины трещины [15].

Глобальную D_{rem} и локальную D_{loc} составляющие энергетической характеристики D_{tot} расчитывали соответственно по формулам

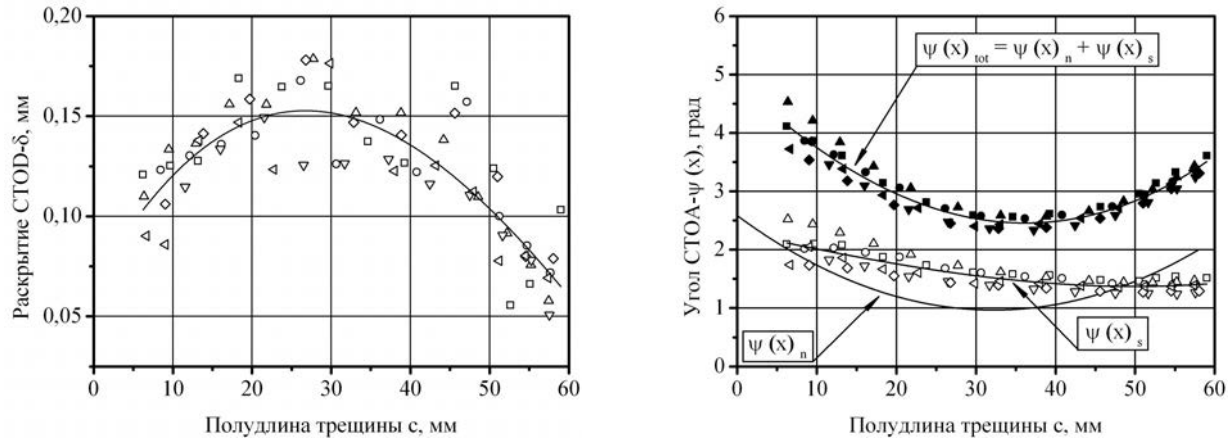
$$D_{rem} = \frac{U_{rem}}{2B_0\Delta c},\ D_{loc} = \frac{U_{loc}}{2B_0\Delta c}, \qquad (2)$$

где U_{rem} и U_{loc} – площади на диаграмме $P - v(L)$, расположенные соответственно под и над линией $t1–t2$ (рис. 9, *б*). В отличие от общепринятой трактовки понятия скорость диссипации энергии D, в данном случае речь идет об усредненной величине D_{tot}, относящейся к конечному приросту трещины Δc.



а *б*

Рис. 9. Зависимость напряжений σ_N от длины трещины c в стандартном образце MR(T) (*а*) и (*б*) схема одного цикла скачкообразного изменения нагрузки P, смещений $v(L)$, $v(m)$ и длины трещины c после условной разгрузки образца (состояния t и u)



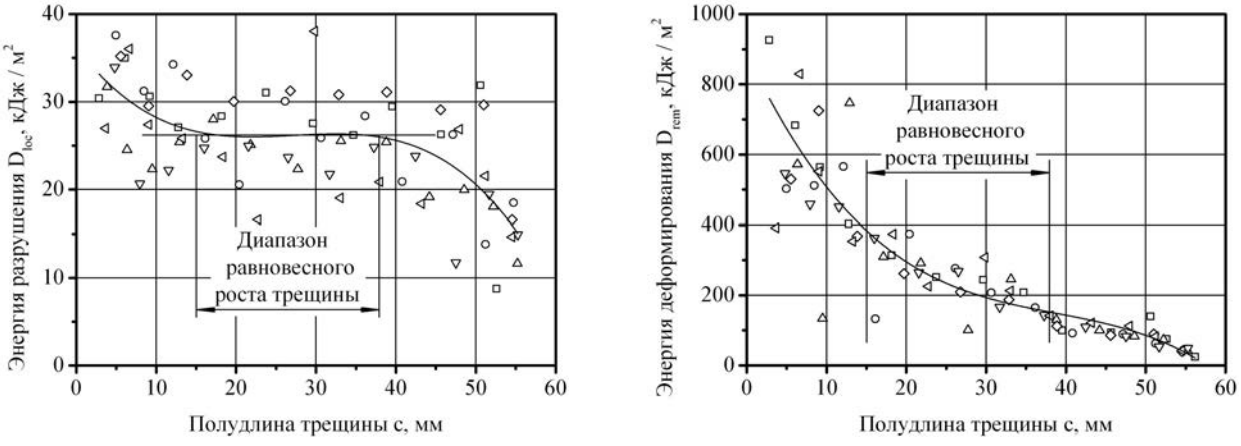
а *б*

Рис. 10. Изменения величины раскрытия (*а*) и угла раскрытия (*б*) вершины трещины, продвигающейся скачкообразно в шести идентичных образцах MR(T) с проблемной областью, имеющей размеры $2W_0 = 120$ мм, $2H_0 = 12$ мм и $2r_0 = 2$ мм

Результаты определения деформационных, раскрытия вершины трещины CTOD – δ (рис. 10, *а*) и угла раскрытия вершины трещины CTOA – ψ (рис. 10, б), а также энергетической (рис. 11) характеристик трещиностойкости сплава Д16АТ удовлетворительно согласуются с данными, полученными с использованием стандарта [1], а также с приведенными в литературных источниках для аналогичных алюминиевых сплавов. В частности, суммарный угол $\psi(x)_{tot}$ раскрытия вершины трещины (рис. 10, *б*) в

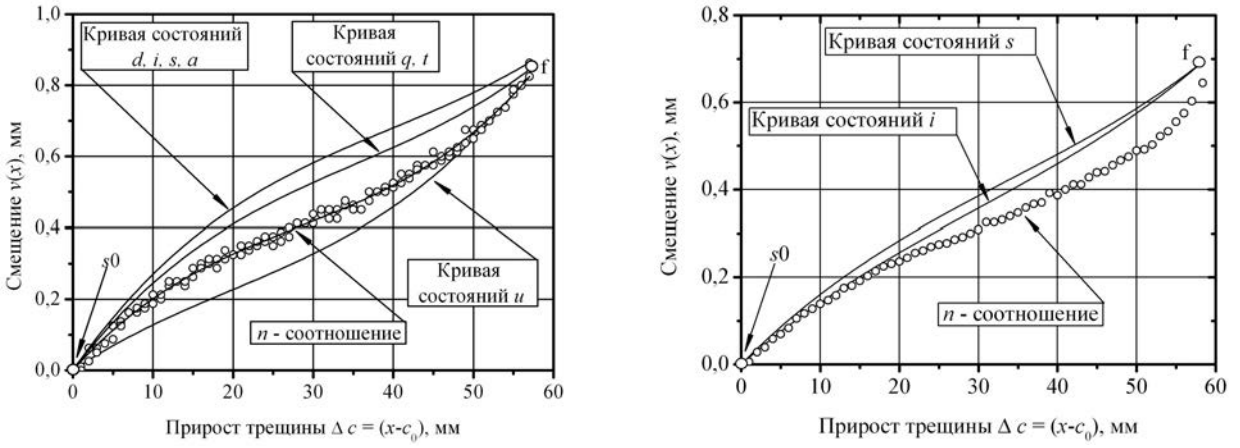
диапазоне 10 мм ≤ c_s < 60 мм располагается в поле разброса критической величины угла ψ_c = (3,0 ± 0,9)град, которая была установлена нами [9] по данным испытаний сплава Д16АТ.

Из трех энергетических характеристик трещиностойкости сплава Д16АТ D_{loc}, D_{rem} и D_{tot} только первая частично удовлетворяет требованию независимости от прироста трещины в диапазоне равновесного разрушения (рис. 11, *а*). Среднее значение D_{loc} = 26,2 кДж/м^2 хорошо согласуется с величиной R_0 = 25 кДж/м^2, характеризующей рост трещины в алюминиевом сплаве 2024–Т351 при постоянном уровне, так называемой локальной вязкости разрушения (crack tip toughness) [16].



а *б*

Рис. 11. Изменение усредненных (по площади прироста трещины) значений скорости дисипации энергии на стадии скачкообразного роста трещины в шести идентичных образцах MR(T) с проблемной областью размером $2W_0$ = 120 мм, $2H_0$ = = 12 мм и $2r_0$ = 2 мм, (*а*) и на стадии пластического деформирования материала вне концевой области трещины (*б*)



а *б*

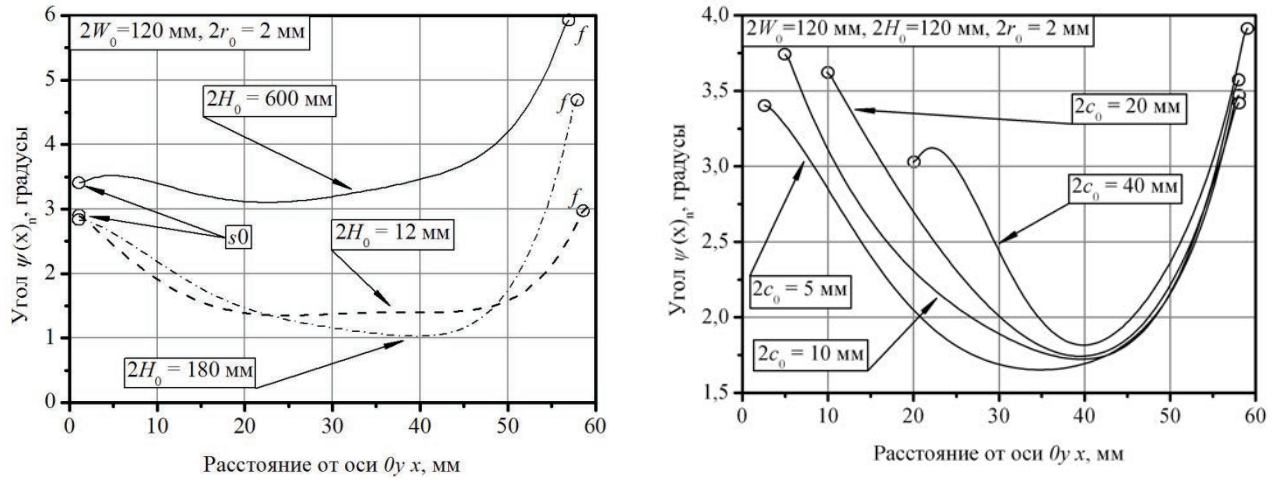
Рис. 12. Объединенная диаграмма разрушения трех образцов MR(T) с проблемной областью размером $2W_0$ = 120 мм, $2H_0$ = = 120 мм и $2r_0$ = 2 мм (*а*) и одного образца MR(T) размером $2W_0$ = 120 мм, $2H_0$ = 12 мм и $2r_0$ = 2 мм (*б*)

Объединенная диаграмма разрушения. В общем случае диаграмма представлена восьмью зависимостями смещения $v(x)$ от виртуального прироста трещины Δc. Для ее построения необходимо иметь два набора данных о разрушении образца MR(T). Первый набор – это данные полученные при испытаниях, в которых трещина распространялась скачкообразно вследствие самопроизвольных разгрузок образца (рис. 4, *а*), второй – при испытаниях аналогичного образца с периодически повторяющимися принудительными разгрузками. При этом главной является задача определения параметров профиля трещины $v(x, c)_u$ в полностью разгруженном образце (рис. 4, *в* [17]).

На рис. 12, *а* показана объединенная диаграмма разрушения для трех одинаковых пластин, в испытаниях которых рост трещины преднамеренно прерывался полными разгрузками. Поэтому она представлена только четырьмя кривыми $v(x)$. Здесь характерные состояния трещины *d*, *i*, *s* и *a*, относящиеся к стадии прерывистого разрушения, обозначены одной предельной кривой. Для сравнения на

рис 12, *б* представлена диаграмма, полученная для случая скачкообразного роста трещины. С помощью этих диаграмм могут быть определены линейные *v(x)* и угловые $\psi(x)$ смещения берегов трещины с момента ее возникновения и до разделения пластины на части.

Влияние геометрии образца на угол $\psi(x)_n$. Для изучения влияния размеров образца на значение угла $\psi(x)_n$ проводились испытания образцов шириной $2W_0 = 120$ мм, $2W_0 = 1200$ мм разной конфигурации. На рис. 13 представлены результаты испытаний образцов шириной $2W_0 = 120$ мм разной высоты $2H_0$ и образцов с размерами $2W_0 = 120$ мм, $2H_0 = 120$ мм с разной начальной длиной концентратора $2c_0$. На рис. 14 представлено значение угла раскрытия для образцов MR(T) и MDR(T) шириной $2W_0 = 1200$ мм с разной начальной длиной концентратора $2c_0$.



а *б*

Рис. 13. Значение угла $\psi(x)_n$ для образцов MR(T) шириной $2W_0 = 120$ мм разной высоты (*а*), и для образцов MDR(T) шириной $2W_0 = 120$ мм, высотой $2H_0 = 120$ мм имеющих разную начальную длину концентратора $2c_0$ (*б*)

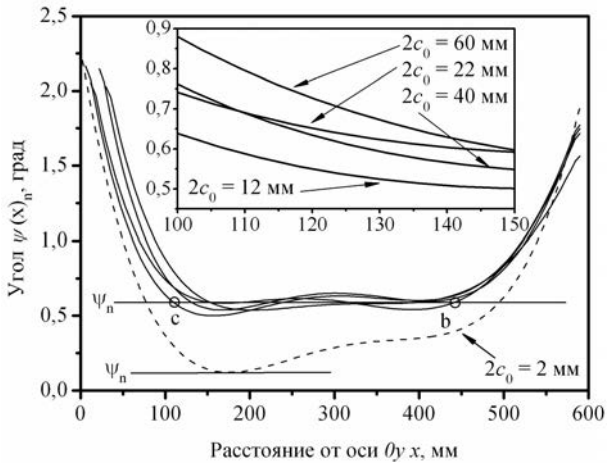


Рис. 14. Значение угла ψ(x)n для образцов MR(T) и MDR(T) с разной начальной длиной концентратора 2c0, имеющих одинаковые размеры 2H0 = 1200 мм, 2W0 = 600 мм, 2_{r0} = 2 мм

Выводы. Разработана методика получения, обработки и интерпретации первичных данных прерывистого разрушения прямоугольной пластины с центральным отверстием при одноосном растяжении. Исследовано влияние размеров образца на развитие трещин в тонколистовых (обшивочных) материалах авиационных конструкций. Обоснован выбор оптимальной конфигурации и размеров образца, а также приемлемого диапазона скоростей нагружения, что обеспечивает получение упорядоченных, и вместе с тем, достаточно протяженных участков скачкообразных продвижений трещины в испытуемом образце, позволяющие осуществлять многоуровневую оценку разрушения образцов из листовых металлов. Определено характерные состояния трещины, которая зарождается и продвигается при неизменном микромеханизме образования свободных поверхностей в условиях общей текучести. Разработана методика определения угла раскрытия вершины трещины на стадии равновесного разрушения листовых

металлов, а также взаимосогласованного определения деформационной и энергетической характеристик трещиностойкости в условиях общей текучести. Определено объединенную диаграмму разрушения, устанавливающую связи между параметрами непрерывного и прерывистого роста трещины.

1. *E2472–06*. Standard Test Method for Determination of Resistance to Stable Crack Extension under Low–Constraint Conditions. – ASTM Standard, 2007.
2. *ISO 2288*. Metallic Materials – Method of Test for the Determination of Resistance to Stable Crack Extension Using Specimens of Low Constraint. – Int. Standard, 2007.
3. *Naumenko V.P*. Incorporation of length scales in plane stress fracture analysis // Proc. of the ECF16 Fract. of Nano and Eng. Materials and Structures. – E.E. Gdoutos (Ed.), Alexandropoulos, Greece. – 2006.
4. *Naumenko V.P., and Skrypnyk Yu.D*. Sensitivity of crack nucleation parameters to the geometric imperfection // Proc. ECF16 Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures, (Ed.) E.E. Gdoutos, Alexandropoulos, Greece. – 2006.
5. *Naumenko V.P., and Lenzion S.V*. Comprehensive Assessment of a Naturally Forming Tear Crack in Thin-Sheet Aluminium Alloy // Proc. ESIA8 Conf. on Through–life Management of Structures, Manchester, – 2006.
6. *Naumenko V.P., Lenzion S.V., and Skrypnyk Yu.D*. Ductile tearing in narrow and wide strips of thin–sheet aluminium alloy // Proc. ESIA8 Through–life Management of Structuers Comp., – Manchester, – 2006. – 10 p.
7. *Naumenko V.P., and Atkins A.G*. Engineering assessment of ductile tearing in uniaxial and biaxial tension // International Journal of Fatigue. – 2006. – 28. – P. 494 – 503.
8. *Naumenko V.P*. An engineering concept of fracture instability // Proc. ICMFF8, – Sheffield. – 2007. – 8 p.
9. *Naumenko V.P., Lenzion S.V., and Limansky I.V*. Displacement-based assessment of ductile tearing under low-constraint conditions // The Open Mech. Eng. J. – 2008. – 2. – P. 40 – 59.
10. *Naumenko V.P. and Limansky I.V*. Energy-based assessment of ductile tearing in a thin sheet aluminium alloy // Proc. Eng. – 2009. – 1. – Issue 1. – P. 63 – 66.
11. *Naumenko V.P*. Through–life assessment of ductile tearing under low–constraint conditions // Proc. of 12th Int. Conf. on Fracture. – Ottawa. – 2009. – 10 p.
12. *Науменко В., Ліманський І., Кравчук Р*. Переривчасте руйнування та характерні стани тріщини. Вісник Тернопільського національного технічного університету. – 2014. – № 4 (76). – с. 21 – 33.
13. *Ліманський І., Кравчук Р*. Методика визначення параметрів навантаження зразка у моменти фіксації відеокадрів профілю тріщини. Вісник Тернопільського національного технічного університету. – 2015. – № 1 (77). – с. 58 – 63.
14. *Tvergaard V., and Hutchinson J.W*. The relation between crack growth resistance and fracture process parameters in elastic–plastic solids // J. Mech. Phys. Solids. – 1992. – 40. – P. 1377 – 1397.
15. *Sumpter J.D.G*. The energy dissipation rate approach to tearing instability // Ibid. – 2004. – 71. – P. 17 – 37.
16. *Atkins A.G., Chen Z., and Cotterrel B*. Prediction of the energy dissipation rate in ductile crack propagation // Fatigue and Fract. of Eng. Mat. and Struct. – 2003. – 26. – P. 67 – 77.
17. *Науменко В.П., Лиманский И.В*. Сопротивление разрушению листовых металлов и тонкостенных конструкций. Сообщ. 1. Критический обзор // Пробл. прочности. – 2014. – № 1. – С. 25 – 49.

ПРОЕКТ 1.8

Розробка методології оцінки і подовження ресурсу неоднорідних конструкцій ракетно-космічної техніки з урахуванням наявності концентраторів напружень

УДК539.3:519.6:629.764

МЕТОДОЛОГИЯ ОЦЕНКИ РЕСУРСА ОБОЛОЧЕЧНЫХ КОНСТРУКЦИЙ РАКЕТНО-КОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ С УЧЕТОМ ВЛИЯНИЯ КОНЦЕНТРАТОРОВ НАПРЯЖЕНИЙ В ВИДЕ ОТВЕРСТИЙ-ВЫРЕЗОВ

В.С. ГУДРАМОВИЧ, А.В. РЕПРИНЦЕВ, С.А. РЯБОКОНЬ, Е.В. САМАРСКАЯ
(ИТМ НАНУ и ГКАУ, г. Днепропетровск)

Исследованы оболочечные конструкции ракетно-космической техники с отверстиями-вырезами, являющимися концентраторами напряжений, при пластическом деформировании материала.

Ключевые слова: *оболочечные конструкции ракетно-космической техники, отверстия-вырезы, пластическое деформирование, методология оценки ресурса, несущая способность.*

Ракетно-космическая техника (РКТ) относится к приоритетным направлениям научно-технических разработок на Украине. Элементы конструкций современной РКТ находятся под действием интенсивных нагрузок различного вида (осевая сила – действие двигателей; давление (внутреннее – наддув в топливных баках, внешнее – поверхностное давление при прохождении критического числа Маха); поперечные нагрузки – маневры на активном участке полета, транспортировка, хранение; импульсное нагружение – старт, включение и выключение двигателей ступеней, аварийное прекращение пуска и др.). Основную опасность для прочности представляет концентрация напряжений, возникающая вследствие присутствия вырезов-люков или других концентраторов напряжений (КН) (подкрепления, накладки, структурные дефекты и повреждения). Они предназначены для проведения важных технологических операций в элементах внутренней структуры ракет-носителей (РН). Концентрация напряжений является опасной для безаварийной эксплуатации объектов РКТ. Она может вызвать преждевременное разрушение или появление недопустимых деформаций. Повреждения в конструктивных отсеках, которые являются КН, могут возникать в результате действия экстремальных нагрузок различной физической природы.

Конструкции РКТ эксплуатируются при высоком уровне нагрузок, для них часто характерны долговременные нагрузки (стоянка РН на стартовом столе, хранение и транспортировка РН, длительная эксплуатация на орбите космических аппаратов). Определение параметров напряженно-деформированного состояния (НДС) и несущей способности (НС), необходимых для оценки и продления ресурса элементов конструкций РКТ, должно осуществляться с учетом пластического деформирования материала (ПД).

Целью работы является разработка методологии численных исследований НДС и оценки ресурса неоднородных конструктивных элементов объектов РКТ в зонах расположения КН.

Проведены исследования по следующим основным направлениям:

– анализ конструктивного оформления современных объектов РКТ, имеющих КН. Постановка задач оценки прочности, НС и ресурса;

– разработка общих численных методов расчета прочности и НС пластинчато-оболочечных конструкций РКТ при наличии КН на основе новых проекционно-итерационных (ПИ) вариантов метода конечных элементов (МКЭ) с учетом ПД для оценки ресурса объектов РКТ;

– разработка численных методов решения конкретных задач оценки прочности и ресурса конструкций РКТ с учетом взаимовлияния КН;

– численный анализ (ЧА) НДС отсеков РН с одним прямоугольным отверстием при ПД;

© В.С. ГУДРАМОВИЧ, А.В. РЕПРИНЦЕВ, С.А. РЯБОКОНЬ, Е.В. САМАРСКАЯ, 2015

– ЧА НДС отсеков РН с двумя (одинаковыми и различными) и с несколькими прямоугольными отверстиями с учетом их взаимовлияния при ПД;

– ЧА НДС отсеков РН при наличии прямоугольных подкреплений, в углах отверстий;

– ЧА НДС отсеков РН при наличии треугольных подкреплений в углах прямоугольных отверстий и влияние на НДС изменения ориентаций отверстий;

– анализ НС отсеков РН с учетом влияния появления и трансформации зон ПД.

Анализ конструктивного оформления современных объектов РКТ с концентраторами напряжений. Постановка задач оценки прочности, несущей способности и ресурса. Космическая техника функционирует в экстремальных условиях и для обеспечения безотказной работы объектов РКТ необходим поиск новых решений, в том числе в задачах прочности и динамики конструкций РКТ. Для совместного сочетания необходимых параметров прочности и жесткости с минимальным весом таких конструкций используются пластинчато-оболочечные конструкции. Такие конструкции в РКТ, как правило, имеют неоднородную структуру, связанную в большинстве случаев с наличием отверстий-люков разной формы, которые характерны для отсеков космических РН. Наиболее распространенной является прямоугольная форма отверстий-люков. Нагружение осевой сжимающей силой является основным для отсеков РН (полёт на активном участке траектории, стоянка на стартовой установке РН). Наличие вырезов вызывает КН.

Эти факторы изменяют характер взаимодействия элементов конструкции и нагрузки при последующем нагружении. Так в известных испытаниях топливных емкостей на внутреннее давление сначала давление может вызывать появление несовершенств формы возле люков днища, уменьшающих давление разрушения.

На рис. 1 показано разрушение днища бака горючего 1 ступени РН «Циклон-3» (РН 11К68) при испытаниях на внутреннее давление (контрольно-выборочные испытания). На рис. 2 приведены модели сферических днищ с отверстиями при поперечных нагрузках (локальное нагружение от ложементов) РН в местах расположения днищ баков. Такое нагружение может привести к появлению локальных вмятин возле краев отверстий в связи с КН. Появление вмятин уменьшает сопротивляемость при дальнейшем нагружении. При высоких уровнях нагрузки необходимо учитывать ПД.

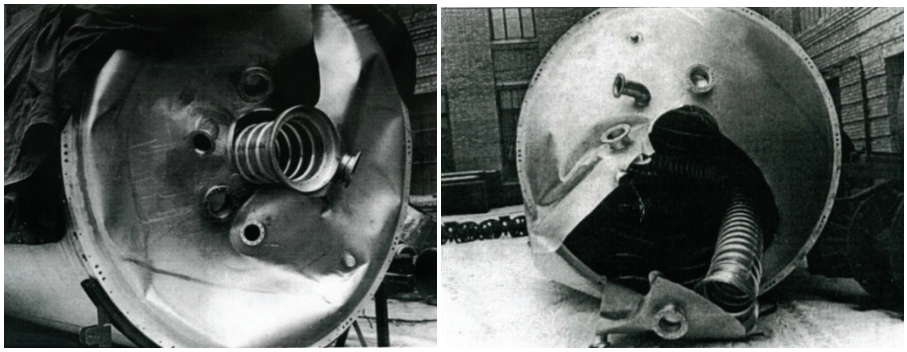


Рис. 1

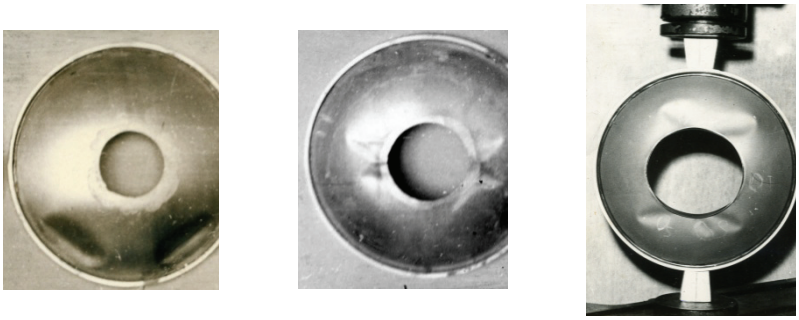


Рис. 2

Особенности НДС и НС элементов пластинчато-оболочечных конструкций с вырезами и необходимость учета ПД приводит к постановке сложных задач НДС и НС.

Большой вклад в разработку методов определения НДС и НС конструкций РКТ внесли известные ученые Л.И. Балабух, В.Ф. Грибанов, А.В. Кармишин, В.И. Моссаковский, П.И. Никитин, И.Ф. Образцов, В.И. Феодосьев и др.

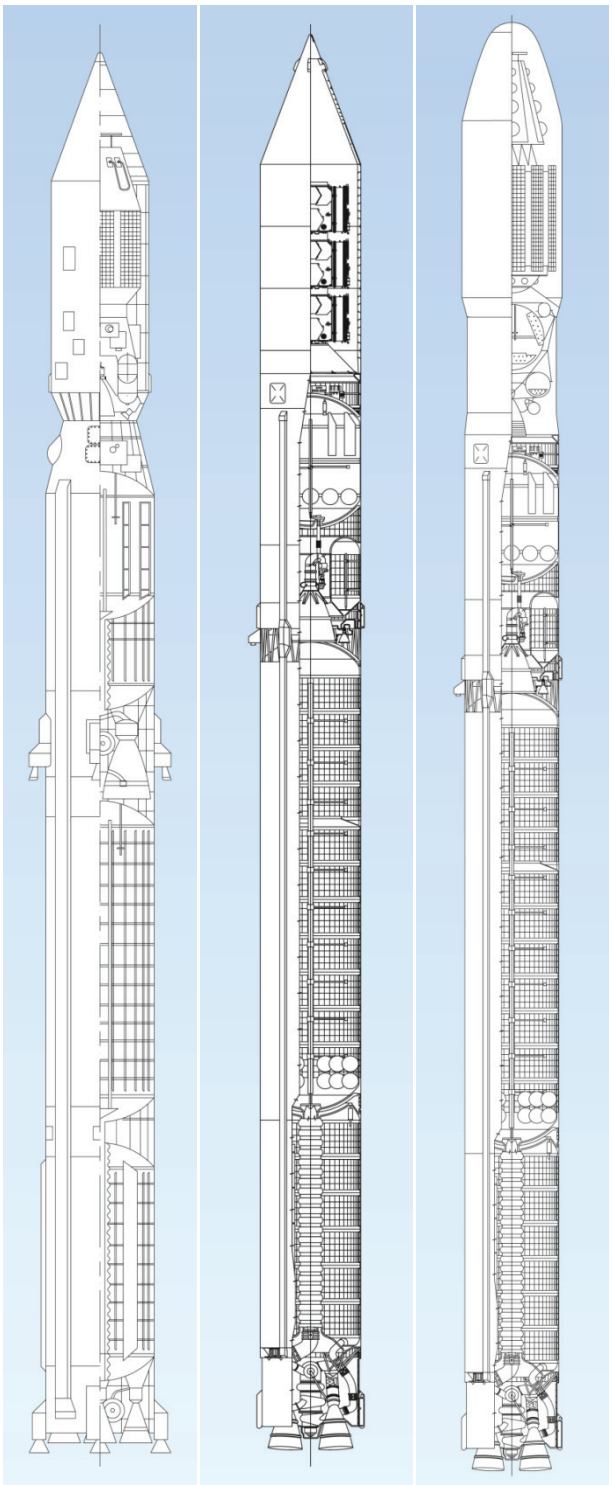


Рис. 3

Несмотря на значительное развитие наук о прочности остается нерешенным ряд важных вопросов. К ним относятся разработка эффективных вычислительных алгоритмов решения задач НДС и НС для пластинчато-оболочечных конструкций с одним или несколькими вырезами-люками разной формы, учет ПД материала и исследование взаимовлияния вырезов, разработка подходов для определения НС и др.

К наиболее эффективным численным методам решения соответствующих задач в настоящее время относится МКЭ. Основные достижения в разработке и применении его к расчету тонкостенных конструкций связаны с именами многих ученых. Одной из последних книг по МКЭ является [1].

Особенность применения МКЭ к расчету конструкций РКТ заключается в том, что заказчик обычно требует применения лицензионных программ-пакетов (ЛПП). Достоверность расчета с использованием других пакетов может быть подвергнута сомнению. ЛПП имеют существенные особенности. Они определяют начальный и конечный этапы расчетов, при этом отсутствует возможность их корректировки на промежуточных этапах. Их стоимость (покупка и последующее содержание) являются высокими. Необходимость использования сложных моделей деформирования (пластичность, ползучесть) требует докупки дополнительных дорогостоящих модулей. Это делает целесообразным разработку расчетных схем МКЭ, уменьшающих время компьютерных расчетов, что позволяет проводить большое число расчетов, (это особенно важно на этапах проектирования и отработки конструкций РКТ).

Сокращение времени численных расчетов для МКЭ, связано с созданием ПИ схем его реализации. Основы их заложены в трудах известных ученых в области прикладной математики: Л. В. Канторовича, М. А. Красносельского, Г. И. Марчука, А. А. Самарского, Р. Хакбуша и др. При использовании таких схем следует подтверждать их достоверность сравнением с расчетами на основе ЛПП в тестовых задачах.

Рассмотрим конструкции РН, которые в настоящее время важны и типичны для РКТ Украины. Это РН «Циклон-3», РН «Зенит», РН «Антарес» - разработка Украины и США. На рис. 3 приведены компоновочные схемы этих РН [2]. На рис. 4 приведены фотографии указанных РН: РН «Циклон-3» на стартовой позиции (Плесецк) - рис. 4, *а*, «Зенит-2» на стартовой позиции (Байконур) - рис. 4, *б*, РН «Антарес» во время успешного пуска с космодрома о. Уоллопс (США) (2013 г.) - рис. 4, *в* [2].

а *б* *в*

Рис. 4

Приведем варианты конструктивного исполнения ряда «сухих» отсеков. На рис. 5 показаны соответственно: переходной отсек 1 ступени РН «Циклон-3», приборный отсек РН «Зенит», корпус хвостового отсека вафельного типа и топливный отсек РН «Антарес».

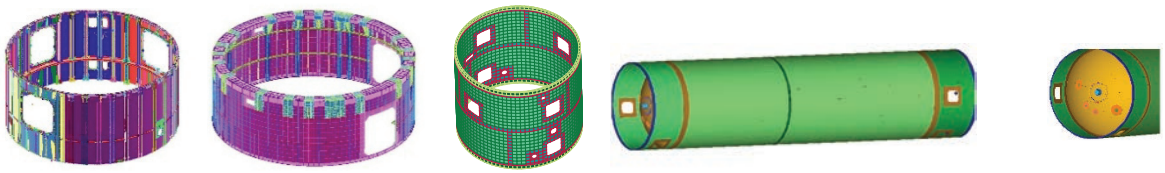


Рис. 5

Каждому классу РН соответствуют свои нормы прочности (НП), отражающие специфику конструкций и эксплуатации. В НП формулируются расчетные случаи, методы расчетов нагрузок и

прочности, приводятся коэффициенты безопасности, основные требования к испытаниям на прочность. НП являются стандартом, регламентирующим основные положения по расчетам и испытаниям на прочность. Значение их для практики конструирования РН велико, от них во многом зависят масса и надежность конструкции. При вероятностно-статистическом подходе вероятность неразрушения P элемента конструкции определяется как $P = P\left(N - Q > 0\right)$ (N, Q – случайные величины НС и нагрузки).

P может быть найдена аналитически или статистическим моделированием. Первый случай возможен при нормальном распределении НС. Тогда

$$P = F\left(\alpha\right), \tag{1}$$

где $\alpha = \left(\eta - 1\right) \Big/ \sqrt{\eta^2 \upsilon_N^2 + \upsilon_Q^2}$; $F\left(\alpha\right) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int\limits_{-\infty}^{\alpha} exp\left(-x^2/2\right) dx$ – функция нормального распределения; $\eta = M_N / M_Q$; $\upsilon_N = \sigma_N / M_N$; $\upsilon_Q = \sigma_Q / M_Q$ – коэффициенты запаса, вариации НС и вариации эксплуатационной нагрузки; M_N, M_Q, σ_N, σ_Q – математические ожидания и средние квадратические отклонения НС и эксплуатационной нагрузки.

f определяется по соотношению $f = \eta\left(1 + k\upsilon_N\right) \Big/ \left(1 + k\upsilon_Q\right)$ (k – коэффициент, зависящий от уровня надежности, с которым определяются наибольшие значения нагрузки и НС). При $\upsilon_N = \upsilon_Q$ f и η совпадают.

Отметим, что НП не содержат требования о проведении прочностных испытаний до разрушения с целью определения НС. Более того, в практике отработки РН НП с целью использования материальной части, прошедшей прочностные испытания, для штатных РН допускают снижение максимальной испытательной нагрузки до 90 % от расчетной (при этом обеспечивается прогнозирование ожидаемых запасов прочности для расчетных случаев).

Разработка общих численных методов расчета прочности и НС элементов пластинчато-оболочечных конструкций РКТ при наличии КН на основе ПИ вариантов МКЭ с учетом ПД для оценки ресурса РКТ. Решению проблемных вопросов НДС и НС элементов пластинчато-оболочечных конструкций РКТ посвящено много работ. Это связано с большой актуальностью проблем прочности в научном и прикладном отношении, их сложностью. Конструкции современной РКТ являются неоднородными. Она обусловлена существованием вырезов (люков), подкреплений (стрингеры, шпангоуты, накладки), различных геометрических несовершенств.

Отверстия (вырезы, люки) относятся к основным факторам, определяющим неоднородность конструкций РКТ. Физические аспекты влияния отверстий на НДС в основном одинаковы и связаны с возникновением КН. КН дают также некоторые нагрузки (например, локальные, возникающие при контакте элементов конструкций).

Схемы расчета на основе МКЭ связаны с разбиением объектов на элементы разной формы и использованием вариационных принципов. Применение МКЭ приводит к системе линейных алгебраических уравнений высокого порядка с матрицами специального вида, где использование прямых методов случаев представляет значительные сложности.

Для повышения эффективности решения задач прочности на основе МКЭ целесообразно использовать ПИ схемы реализации МКЭ. Они ведут к значительной экономии компьютерного времени расчета. Основная идея ПИ схем МКЭ для вариационных задач состоит в том, что следуя МКЭ, проводится достаточно «грубое» разбиение области, при котором характерный размер конечного элемента (h) не очень мал. Далее дискретизированная исходная вариационная задача (система линейных алгебраических уравнений) решается с помощью какого-либо итерационного метода (условного градиента, сопряжённых градиентов, последовательной верхней релаксации), причём не до конца, а строится лишь несколько (k_n) приближений к решению. Последнее приближение на данной сетке интерполируется на новую, более мелкую сетку (с характерным размеров конечного элемента равным $h/2$)

и там служит новым начальным приближением в итерационном процессе. Вычисления на последовательности вложенных КЭ сетках продолжаются до тех пор, пока не будет достигнута заданная точность между соседними приближениями. Такой многосеточный алгоритм существенно ускоряет процесс получения решения, по сравнению с традиционным использованием МКЭ на одной мелкой сетке. При построении ПИ схем МКЭ используется методика, согласно которой, нет необходимости хранить матрицу жесткости в явном виде, а значения перемещений в текущем узле выражаются через узловые значения перемещений четырех прилегающих к данному узлу конечных элементов. ПИ схемы МКЭ успешно могут быть применены к краевым задачам теории упругости, задачам НДС неоднородных пластин и оболочек, деформирования структурированных сред, содержащих поры, трещины, включения.

Для учета ПД используется метод переменных параметров упругости (МППУ) для деформационной теории пластичности. Соотношения ее представится в виде, аналогичном теории упругости, с ППУ: модулем сдвига $\tilde{G}$ и коэффициентом Пуассона $\tilde{\nu}$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2\tilde{G}}\left(\sigma_{ij} - \frac{3\tilde{\nu}}{1+\tilde{\nu}}\sigma_0\delta_{ij}\right), \qquad (2)$$

где $\tilde{G} = \tilde{E}\Big/\left[2\left(1+\tilde{\nu}\right)\right] = 1\Big/\left(2\psi\right)$; $\tilde{E} = 3E\Big/\left(2E\psi+1-2\nu\right)$; $\tilde{\nu} = \left(E\psi-1+2\nu\right)\Big/\left(2E\psi+1-2\nu\right)$; $\psi = 3\varepsilon_i/2\sigma_i$; $\sigma_{ij}, \varepsilon_{ij}, \sigma_i, \varepsilon_i$ – напряжения, деформации и их интенсивности; E – модуль упругости; δ_{ij} – символ Кронекера.

При числовой реализации МППУ используются схемы последовательных приближений (ПП). В каждом из ПП решается задача теории упругости с переменными $\tilde{G}$ и $\tilde{\nu}$. Для первого ПП принимается $\psi = 1\Big/\left(2G\right)$, $\tilde{G} = G$, $\tilde{\nu} = \nu$. Если решение ищется в напряжениях, то последовательность отыскания параметров НДС в каждом k-м ПП такова: находим σ_{ij}, σ_i, ε_i упругого тела, затем из диаграммы $\sigma_i \sim \varepsilon_i$ (Д) находится σ_{ik} для упругопластического тела и вычисляются $\tilde{G}$, $\tilde{\nu}$ и ψ_k, используемые в следующем $\left(k+1\right)$-м приближении. Если решение в перемещениях, то используется схема: $\varepsilon_{ijk} \to \varepsilon_{ik} \to \sigma_{ik} \to \psi_k$. σ_{ik} определяется из Д. Процесс расчета продолжается до достижения заданной точности между двумя соседними ПП (σ_{ik} и ε_{ik} должны быть близкими к Д). При расчетах: $\tilde{E}_k \approx \tilde{E}_{\left(k-1\right)}$.

Задача нахождения минимума рассматривается как задача условной минимизации

$$I[z] \to \inf,\ z \in Z, \qquad (3)$$

где $I[z]$ – непрерывный функционал, ограниченный на множестве перемещений Z (для вещественного гильбертова пространства); z – вектор-функция перемещений.

Алгоритм решения задачи НДС на k-м шаге ПП таков:

– используется ПИ схема МКЭ при решении задачи условной минимизации (3);

– определяется $\varepsilon_i = \frac{2}{3}\sqrt{\left(1-\tilde{\nu}+\tilde{\nu}^2\right)\left(\varepsilon_x+\varepsilon_y\right)^2\Big/\left(1-\tilde{\nu}\right)^2 - 3\varepsilon_x\varepsilon_y + 3\gamma_{xy}^2\Big/4}\,\frac{-b\pm\sqrt{b^2-4ac}}{2a}$.

При условии $\varepsilon_i \le \varepsilon_s$ $\tilde{G}$ и $\tilde{\nu}$ остаются теми же; при $\varepsilon_i > \varepsilon_s$ переходим к следующему шагу.

– на Д находится σ_i, соответствующая ε_i и определяются $\tilde{G}$ и $\tilde{\nu}$ по (2);

– алгоритм реализуется для $k = k+1$. Для $k > 1$ выполняется проверка следующего условия: процесс вычисления заканчивается, если для каждого КЭ имеем $\left|\varepsilon_{i,k} - \varepsilon_{i,(k-1)}\right| < \varepsilon$ (ε – заданная точность вычислений). Иначе алгоритм реализуется для $k = k+1$.

Алгоритм решения на основе ПИ схемы МКЭ на последовательности сеток следующий:

– строится сетка для заданных геометрических параметров при выборе ε, параметра релаксации, начального шага h_n сетки ($n = N$) и задается начальное приближение для $n = N$;

– при использовании шаблонных формул, для минимума функций многих переменных, и метода последовательной верхней релаксации в каждом узле текущей сетки находим ε_{ij};

– выбирается k_n итераций на n-м шаге ПИ процесса (как наименьшее число k, которое определяется неравенством ($z_n^{(k)}$ – приближенное решение n-ой конечномерной задачи)

$$\left\| z_n^{(k)} - z_n^{(k-1)} \right\| \le \varepsilon ; \tag{4}$$

– решения для n-ой сетки интерполируются на более мелкую (n + 1)-ую сетку, оно используется как начальное приближение к точке минимума для соответствующей функции многих переменных (переход на 2-й шаг).

Для теории течения также имеются соотношения МППУ.

Разработка методов решения конкретных задач оценки прочности и ресурса конструкций РКТ с учетом взаимовлияния концентраторов напряжений. Рассмотрим особенности применения общей методики для решения конкретных задач оценки прочности и ресурса элементов конструкций РКТ с КН в виде прямоугольных отверстий (ПО), которые часто встречаются в конструкциях РН.

При построении расчетных формул решается задача минимизации функционала потенциальной энергии.

Для пластинчатых элементов конструкции этот функционал имеет вид (прямоугольная пластина)

$$V_1 = \iint\limits_{\Omega} \left\{ \tilde{G} \left[u_{,x}^2 + v_{,y}^2 + 2\tilde{\nu} u_{,x} v_{,y} \right] \Big/ \left(1 - \tilde{\nu}\right) + \tilde{G} \left(u_{,y} + v_{,x} \right)^2 \Big/ 2 \right\} dxdy - \int\limits_{\Gamma} \left(p_x u + p_y v \right) d\Gamma, \tag{5}$$

где p_x, p_y – проекции вектора нагрузки на оси Ox, Oy; u, v – перемещения в пластине; Ω, Γ – поверхность и контур пластины; запятой определяются производные по соответствующим координатам.

Для отсека РН в виде цилиндрической оболочки функционал имеет вид

$$\begin{aligned} V_2 = h \iint\limits_{\Omega} \Bigg\{ & \tilde{G} \left[u_{,\alpha}{}^2 + 2\tilde{\nu} u_{,\alpha} \left(v_{,\beta} + w/R \right) + \left(v_{,\beta} + w/R \right)^2 \right] \Big/ \left(1 - \tilde{\nu}\right) + \\ & + \tilde{G} \left(u_{,\beta} + v_{,\alpha} \right)^2 \Big/ 2 \Bigg\} d\alpha d\beta + h^3 \iint\limits_{\Omega} \Bigg\{ \tilde{G} \left[w_{,\alpha\alpha}{}^2 + 2\tilde{\nu} w_{,\alpha\alpha} \left(w_{,\beta\beta} - v_{,\beta}/R \right) + \right. \\ & \left. + \left(w_{,\beta\beta} - v_{,\beta}/R \right)^2 \right] \Big/ \left(1 - \tilde{\nu}\right) + 2\tilde{G} \left(-w_{,\alpha\beta} + v_{,\alpha}/R \right)^2 \Bigg\} d\alpha d\beta / 12 - \int\limits_{\Gamma_p} \left(T_1 u + S_1 v + Q_1 w + M_1 \varphi_1 \right) d\beta, \end{aligned} \tag{6}$$

где u, v, w – перемещения; R, h – радиус и толщина; Ω, Γ_p – поверхность оболочки и граница, на которой действуют краевые усилия и изгибающий момент T_1, S_1, Q_1, M_1.

Параметры отсеков РН в виде цилиндрических оболочек с ПО таковы, что может быть использована теория пологих оболочек, которая дает более простые решения, чем для общей теории. Например, для типичной конструкции РН диаметр D = 2,4–3,2 *м*, а сторона ПО составляет 0,2–0,4 *м* и меньше. НДС, вызванное концентрацией напряжений, быстро затухает при удалении от краёв вырезов. Для таких конструкций НДС вполне может быть определено на основе соотношений теории пологих оболочек.

В этом случае

$$V_3 = h\iint_{\Omega}\left\{\tilde{G}\left[u_{,\alpha}{}^2 + 2\tilde{\nu}u_{,\alpha}\left(v_{,\beta} + w/R\right) + \left(v_{,\beta} + w/R\right)^2\right]/\left(1-\tilde{\nu}\right) + \right.$$

$$\left. + \tilde{G}\left(u_{,\beta} + v_{,\alpha}\right)^2/2\right\} d\alpha d\beta + h^3\iint_{\Omega}\left\{\tilde{G}\left[w_{,\alpha\alpha}{}^2 + 2\tilde{\nu}w_{,\alpha\alpha}w_{,,\beta} + v_{,\beta\beta}{}^2\right]/\left(1-\tilde{\nu}\right) + \right. \quad (7)$$

$$\left. + 2\tilde{G}w_{,\alpha\beta}{}^2\right\} d\alpha d\beta/12 - \int_{\Gamma_p}\left(T_1 u + S_1 v + Q_1 w + M_1\varphi_1\right) d\beta.$$

Деформации и кривизны(для осей α, β) выражаются так

$$\varepsilon_\alpha = u_{,\alpha};\ \varepsilon_\beta = v_{,\beta} + w/R;\ \omega = u_{,\beta} + v_{,\alpha};\ \chi_\alpha = -w_{,\alpha\alpha};\ \chi_\beta = -w_{,\beta\beta};\ \tau_{\alpha\beta} = -w_{\alpha\beta}. \quad (8)$$

Напряжения в оболочке

$$\sigma_\alpha = 2\tilde{G}\left(\varepsilon_\alpha + \tilde{\nu}\varepsilon_\beta\right)/\left(1-\tilde{\nu}\right);\ \sigma_\beta = 2\tilde{G}\left(\varepsilon_\beta + \tilde{\nu}\varepsilon_\alpha\right)/\left(1-\tilde{\nu}\right);\ \sigma_{\alpha\beta} = \tilde{G}\omega. \quad (9)$$

При дискретизации задачи на основе МКЭ область разбивается на прямоугольные КЭ. Внутри каждого искомые функции u, v и w заменяются эрмитовыми функциями, зависящими от узловых значений $u, v, w, w_\alpha, w_\beta, w_{\alpha\beta}$ в каждой из четырёх вершин КЭ.

$$u(\alpha,\beta) = a_0 + a_1\alpha + a_2\beta + a_3\alpha\beta;\ v(\alpha,\beta) = b_0 + b_1\alpha + b_2\beta + b_3\alpha\beta;$$

$$w(\alpha,\beta) = c_0 + c_1\alpha + c_2\beta + c_3\alpha\beta + c_4\alpha^2 + c_5\beta^2 + c_6\alpha^3 + c_7\alpha^2\beta + c_8\alpha\beta^2 + c_9\beta^3 + \quad (10)$$

$$+ c_{10}\alpha^2\beta^2 + c_{11}\alpha\beta^3 + c_{12}\alpha^3\beta + c_{13}\alpha^3\beta^2 + c_{14}\alpha^2\beta^3 + c_{15}\alpha^3\beta^3;$$

Входящие в (10) параметры имеют громоздкий вид и здесь не приводятся.

В текущем узле (i, j) перемещения определяются по шаблонным формулам через узловые значения перемещений $\left(u_1, v_1, w_1, w_{\alpha 1}, w_{\beta 1}, w_{\alpha\beta 1} \ldots, w_8, w_{\alpha 8}, w_{\beta 8}, w_{\alpha\beta 8}, u_8, v_8\right)$ четырёх примыкающих к данному узлу КЭ.

В результате стандартных выкладок определяем шаблонные формулы для перемещений $u, v, w, w_\alpha, w_\beta, w_{\alpha\beta}$ в текущем узле через узловые значения перемещений четырёх примыкающих к данному узлу КЭ.

Численный анализ НДС оболочечных элементов отсеков РН с прямоугольными отверстиями с учетом их взаимовлияния. Рассмотрим НДС цилиндрической оболочки с параметрами: $L = 1,6$ *м*, $R = 1$*м*, $h = 0,004$ *м*, из материала Д16Т с ПО($0,4 \times 0,4$ *м*)при ПД. Величина сжимающей нагрузки p изменялась от 10 *МПа* до 70 *МПа*, размеры выбраны так, чтобы происходило ПД. Для подкрепленных или вафельных отсеков вместо h используется приведенная толщина, определяемая известными методами через параметры подкреплений и h.

Разработанный на основе ПИ схем вариант МКЭ реализован на 6-ти вложенных вдвое КЭ сетках из прямоугольных эрмитовых элементов. На рис. 6 показано развитие зон ПД при возрастании p (p = 25, 45, 65 МПа) (приведены проекции на плоскость развертки оболочки).

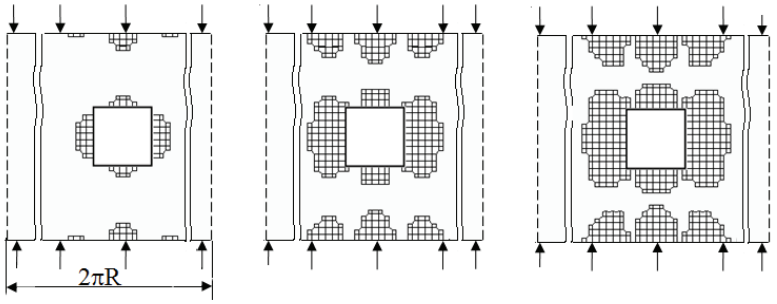


Рис. 6

Исследуем НДС оболочки из Д16Т с двумя ПО разного размера при ПД. Размеры: $L = 1,6$ *м*, $R = 1$ *м*, $h = 0,004$ *м*, отверстия $0,2 \times 0,2$ *м*; $0,4 \times 0,4$ *м*, p = 80, 90 *МПа*. На рис. 7 показано развитие зон ПД при увеличении p для расстояния между ПО $l = 1,2\sqrt{b^2 - 4ac}$ *м*.

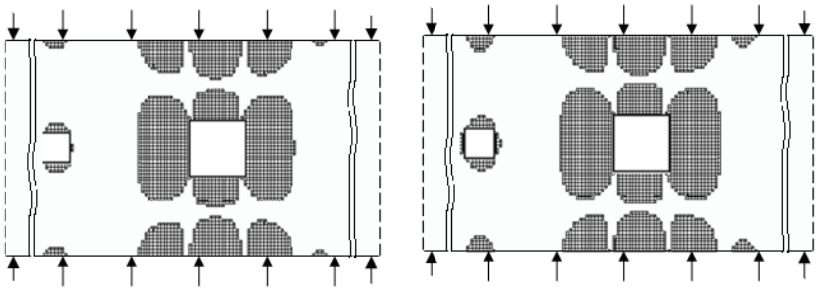


Рис. 7

ПД для указанной оболочки начинают появляться при $p = 37$ *МПа*.

Рис. 8 дает величины σ_i для другого расположения ПО ($l = 1$ *м*), p = 150, 176 *МПа*.

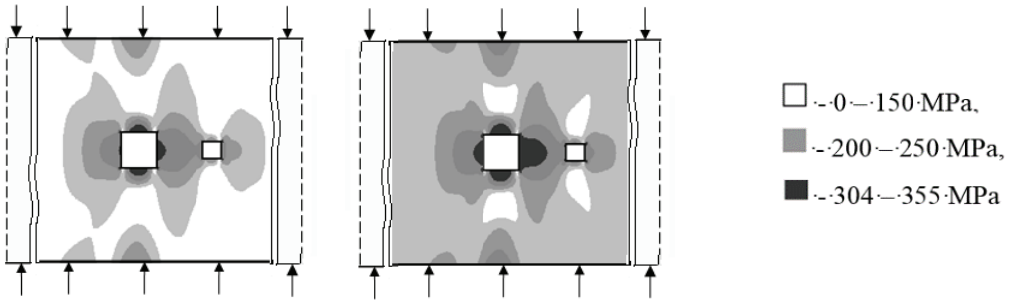


Рис. 8

На рис. 9 показаны зоны ПД для 3-х ПО; $p = 90$ *МПа*; l=0,6 и 0,8 *м*.

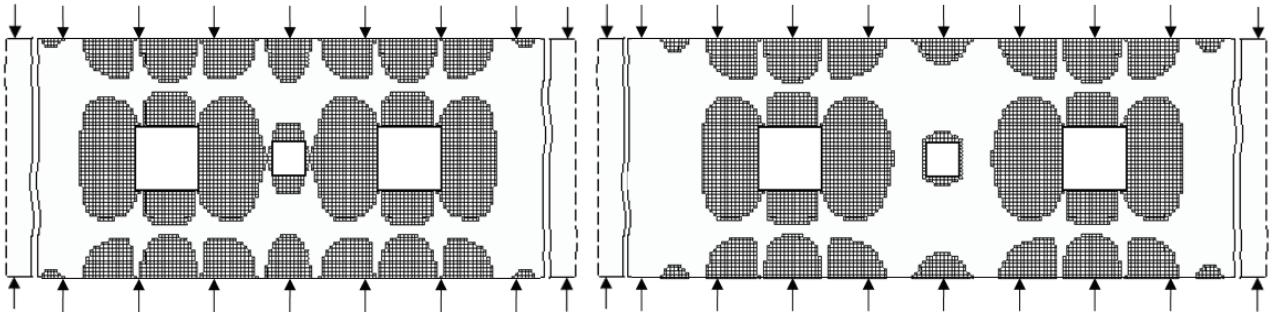


Рис. 9

На рис. 10 показаны σ_i для оболочки с указанной на рис. схемой расположения ПО при $p = 176$ *МПа* (расчет проведен для конкретной РН).

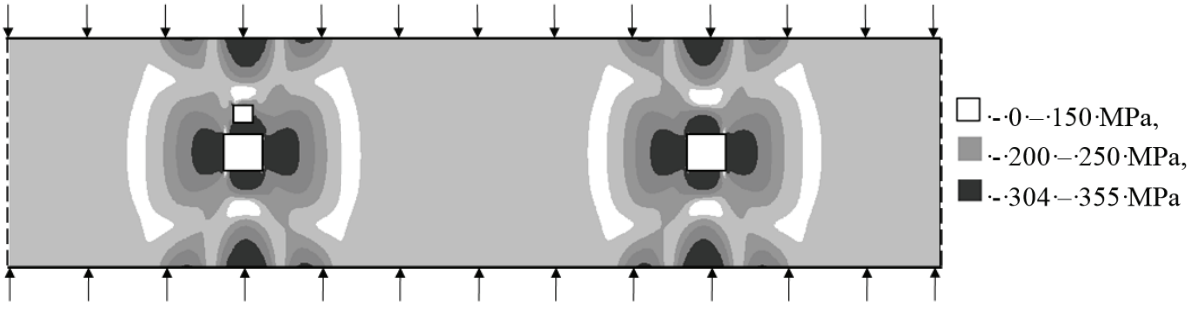


Рис. 10

ПИ вариант МКЭ реализован на 5-ти вложенных вдвое КЭ сетках (25×97, 51×193, 101×385, 201×769, 401×1537) из прямоугольных эрмитовых элементов.

Применение ПИ вариантов МКЭ привело к экономии компьютерного времени расчёта в 36 – 45 раз (в зависимости от класса задач) по сравнению с временем расчета на основе традиционного МКЭ (на одной сетке).

Варьирование l позволяет исследовать взаимное влияние ПО друг на друга, которое зависит от размеров и формы отверстий, механических свойств материала и определяется трансформацией в процессе нагружения областей ПД.

Возникновение ПД материала приводит к падению жесткости конструкции, в выражениях для которых (при сжатии $2\pi RhE$, при изгибе $Eh^3/12(1-\nu)^2$) вместо E появляется приведенный $E_c = \sigma_i/\varepsilon_i$ или касательный $E = d\sigma_i/d\varepsilon_i$ модули, которые меньше E.

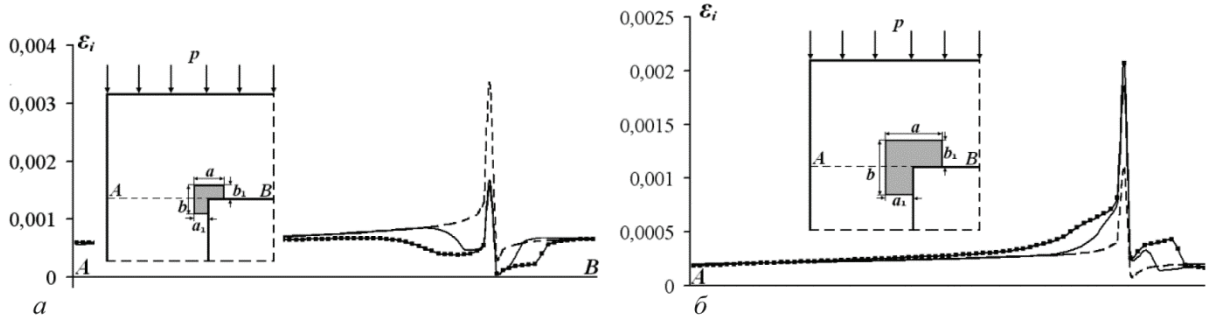
Величины нагрузок, при которых зоны ПД смыкаются, характеризуют резкое уменьшение жесткости конструкции. Схемы ПД с учетом взаимовлияния ПО вследствие наличия общих зон ПД могут использоваться для прогнозирования НС отсеков РН с отверстиями.

Численный анализ влияния подкрепления отверстий. Отверстия-вырезы в пластинчато-оболочечных отсеках РН приводят к изменению НДС. Это может вызвать появление недопустимых деформаций или разрушения в их окрестности. Основным средством уменьшения КН является подкрепление краев отверстий. Оно может быть осуществлено накладками из того же, что и основной отсек, или другого материала.

Для выяснения основных особенностей влияния подкреплений на КН рассмотрим прямоугольную пластинку с ПО. Как указано, НДС конструкций типичных РН вполне описывается соотношениями пологой оболочки. Полученные на основе других методов решения показывают, что НДС пластины вполне моделирует НДС пологих оболочек, выявляя основные качественные и количественные особенности влияния подкреплений ПО.

Для исследования влияния подкреплений нами используются разработанные ПИ схемы МКЭ. Приведем результаты ЧА по изучению влияния соотношения E материала элемента конструкции и подкреплений, которые моделируются опоясывающими ПО угловыми подкреплениями (рис. 11). Укажем, что наиболее важным при исследовании КН является изучение того, как меняется в зависимости от формы подкреплений и соотношений E интенсивность ε_i. Дело в том, что для многих материалов (типа используемых в основном для отсеков РН алюминиево-магниевых сплавов) в Д (зависимость ε_i от σ_i) при ПД разница между σ_S и $\sigma_в$ незначительна. В то же время разница между ε_S и ε_i, определяющей разрушение, велика (в 5 и более раз) и исследование ε_i является более важным при изучении концентрации НДС.

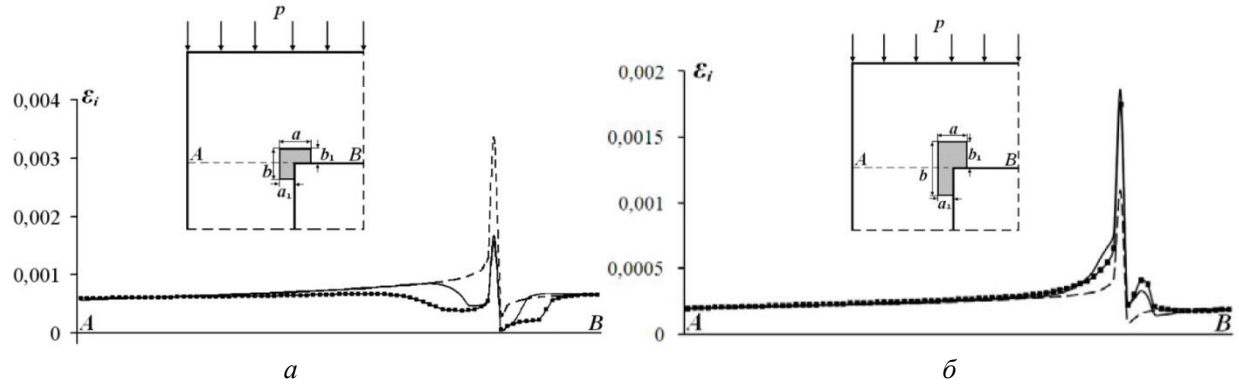
Рассмотрена пластина 0,4x0,4 *м* с отверстием AxA = 0,08x0,08 *м*. На рис. 11 показаны результаты ЧА для различных видов опоясывающих углы ПО подкреплений и различных соотношений *E*. Вид подкреплений показан на рис 11, *а* и 11, *б*. Пунктирная линия дает распределение ε_i в сечении А-А для пластины без подкрепления для *A/a* = *A/b* = 4; линией с прямоугольниками - для *A*/*a* = *A*/*b* = 2 при $2a_1 = a$, $2b_1 = b$, $E_1/E_2 = 1/3$ (рис. 11, *а*), $E_1/E_2 = 3$ (рис. 11, *б*) (E_1, E_2 - модули упругости пластины и подкрепления). На рис. 11 показана четверть пластины (ввиду симметрии НДС).



а *б*

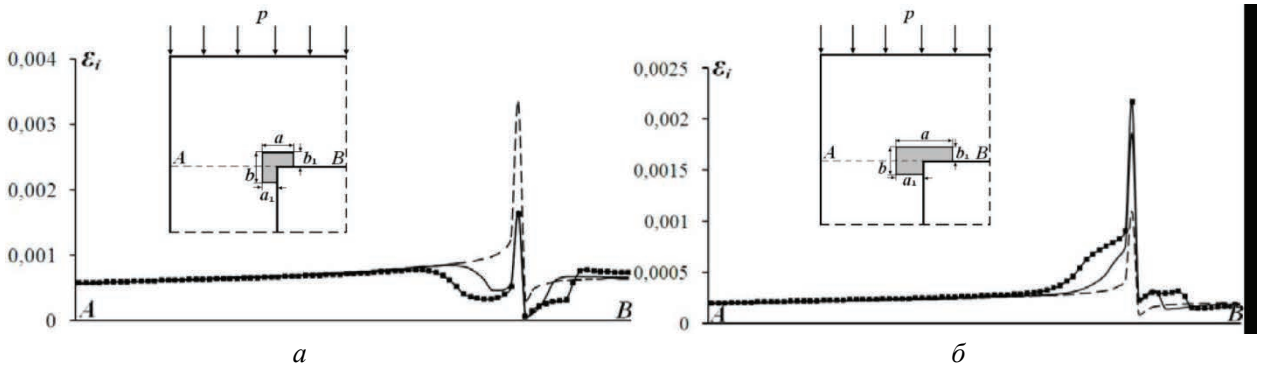
Рис. 11

На рис. 12 – 15 даны результаты, характеризующие влияние формы подкреплений для АМГ6М и $p = 50$ *МПа*. На рис. 12 сплошная линия *A/a* = *A/b* = 4, линия с квадратами: *A/a* = 4; *A/b* = 2; $2a_1 = a$; $2b_1 = b$; $E_1/E_2 = 1/3$ (рис. 12, *а*); $E_1/E_2 = 3$ (рис. 12, *б*). На рис. 13 сплошная линия: *A/a* = *A/b* = 4, линия с квадратами: *A/a* = 2; *A/b* = 4; $2a_1 = a$; $2b_1 = b$; $E_1/E_2 = 1/3$ (рис. 13, *а*); $E_1/E_2 = 3$ (рис. 13, *б*). На рис. 14 сплошная линия: *A/a* = *A/b* = 2, линия с квадратами: *A/a* = 4; *A/b* = 2; $2a_1 = a$; $2b_1 = b$; $E_1/E_2 = 1/3$ (рис. 14, *а*); $E_1/E_2 = 3$ (рис. 14, *б*). На рис. 15 сплошная линия: *A/a* = *A/b* = 2, линия с квадратами: *A/a* = 2; *A/b* = 4; $2a_1 = a$; $2b_1 = b$; $E_1/E_2 = 1/3$ (рис. 15, *а*); $E_1/E_2 = 3$ (рис. 15, *б*).



а *б*

Рис. 12



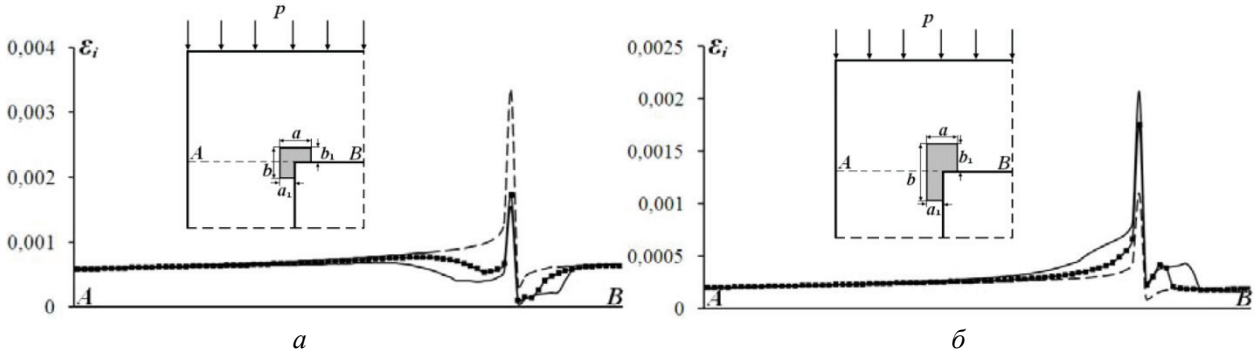
а *б*

Рис. 13

На всех рисунках приведены результаты, полученные при *p* = 50 *МПа*.

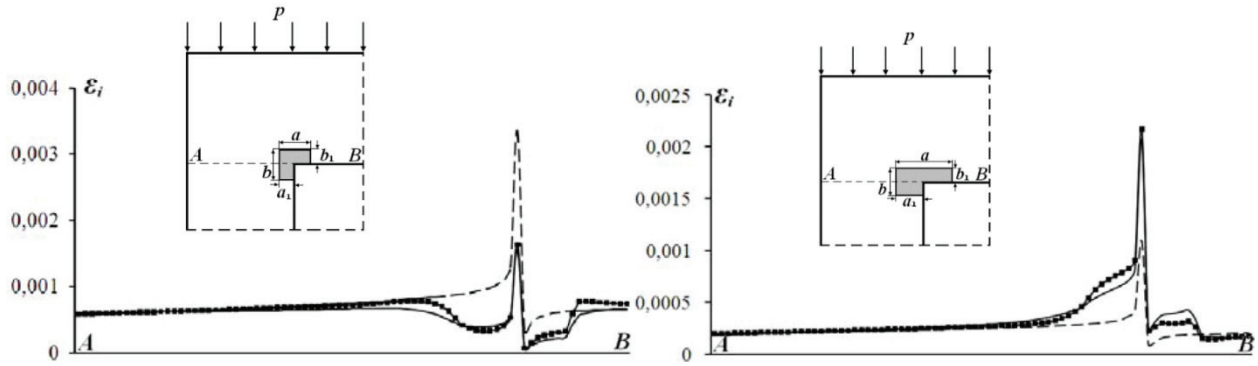
При разработке расчетных схем взяты эрмитовы КЭ. Пи схемы реализованы на 6, вложенных дважды КЭ схемах. Количество приближений k_n на n-м шаге ($n = 1, 2, ..., 6$) выражалось как наименьшее

целое k, которое удовлетворяет условию (4) при $k = 1, 2, ..., k_n$, где $z_h^{(k_n)}$ – приближенное решение дискретной задачи, ε_n – точность вычислений на n-ой сетке.



а *б*

Рис. 14



а *б*

Рис. 15

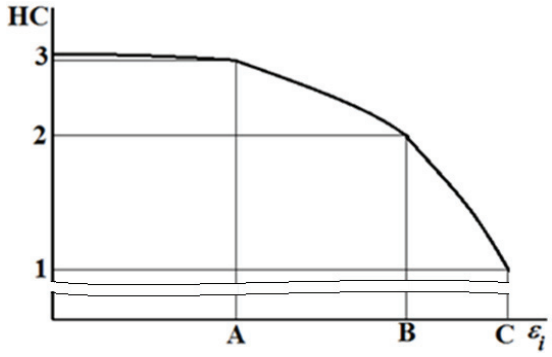


Рис. 16

На рис. 16 показана схема, определяющая характер изменения НС при ПД. Точки A, B, C соответствуют началу ПД ($\varepsilon_i = \varepsilon_s$), слиянию зон ПД, началу деформирования при общих зонах ПД для ПО.

Соответствующие этим точкам значения НС определяются цифрами 1, 2, 3.

Проведен ЧА влияния треугольных подкреплений в углах ПО и влияния изменения ориентаций ПО в углах ПО (поворот ПО в плоскости xOy) при различных соотношениях E_1/E_2.

Применение ПИ схем МКЭ дало значительное сокращение компьютерного времени расчета по сравнению с расчетом для МКЭ на одной сетке, который проведен на основе ЛПП ANSYS, NOSTRAN. Расчеты проведены для отсеков космической РН «Антарес». Сравнение полученных результатов с расчетами на основе применяемых в ГП «КБ «Южное» методик дает приемлемое совпадение. Результаты

этих расчетов сравниваются с экспериментальными данными. Имеется акт внедрения, утвержденный руководством ГП «КБ «Южное».

Выводы

В результате проведенных исследований:

– проанализированы возможные схемы разрушения оболочечных конструкций РН с концентраторами напряжений в виде отверстий;

– проанализированы конструктивные схемы строения типичных РН («Циклон-3», «Зенит», «Антарес») с отверстиями-вырезами различной формы;

– приведены данные о минимизируемых функционалах, о разработанных ПИ схемах МКЭ;

– проведен численный анализ НДС элементов конструкций РКТ с отверстиями наиболее распространенной формы (ПО), с учетом ПД и взаимного влияния ПО;

– проведен анализ влияния подкреплений в углах ПО на НДС пластин и пологих оболочек;

– предложена схема прогнозирования НС с учетом трансформации зон ПД;

– получены данные по внедрению результатов для расчета конкретной РН «Антарес».

Проанализированы схемы подкреплений отверстий, существенно снижающих НДС. Такие подкрепления - основной способ борьбы с концентрацией напряжений и деформаций, что подтверждается результатами экспериментов и отработки конструкции РН.

Основные результаты опубликованы в [3 – 9].

1. *Zienkiewicz O.C*. The Finite Element Method: Its Basic and Fundamentals / 6-th ed. / O. C. Zienkiewicz, R. L. Taylor, J. Z. Zhu. – Amsterdam / London / NY / Oxford / Paris / Tokyo: Elsevier, 2005. – 722 p.
2. *Шестьдесят* лет в ракетостроении и космонавтике / Под общ. ред. А.В. Дегтярева. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2014. – 540 с.
3. *Гудрамович В.С.* Моделирование напряженно-деформированного состояния оболочечных конструкций ракетной техники и энергетики / В. С. Гудрамович // Техн. механика. – 2013. – № 4. – С. 97 – 104.
4. *Гудрамович В.С.* Применение проекционно-итерационных схем МКЭ к решению задач упругопластического деформирования оболочек с отверстиями / В.С. Гудрамович, Е.Л. Гарт, С.А. Рябоконь // Вісн. Київського нац. ун-ту ім. Т. Шевченка. Сер. Фіз.-мат. науки. – 2013. – Вип. 3. – С. 55 – 58.
5. *Hudramovich V.S.* Elastoplastic deformation of nonhomogeneous plates / V. S. Hudramovich, E. L. Hart, S. A. Ryabokon’ // J. Eng. Math. – 2013. – V. 78. – P. 181 – 197.
6. *Гудрамович В.С.* Моделювання та дослідження впливу підкріплень прямокутних отворів на напружено-деформований стан пластини / В.С. Гудрамович, Е.Л. Гарт, С.А. Рябоконь // Математичні проблеми механіки неоднорідних структур : IX Міжн. наук. конф., вересень 2014 р., Львів, Україна : матер. конф. / під заг. ред. І.О. Луковського, Г.С. Кіта, Р.М. Кушніра. – Львів : ІППММ ім. Я.С. Підстригача НАНУ, 2014. – С. 43 – 46.
7. *Hart E.L*. Projection-iterative schemes for realization of the finite element method in problems of deformation of plates with holes and inclusions / E.L. Hart, V.S. Hudramovych // J. of Mathematical Sciences. – 2014. – V. 203, No. 1. – P. 55 – 69. То же: Гарт Е.Л. Проекційно-ітераційні схеми реалізації методу скінченних елементів в задачах деформування пластин з отворами та включеннями / Е.Л. Гарт, В.С. Гудрамович // Математичні методи і фізико-механічні поля. – 2013. – Т. 56, № 2. – С. 48 – 59.
8. *Гудрамович В.С.* Скінченно-елементні схеми аналізу процесу розсіяного руйнування пружно-пластичних тіл з локальними концентраторами напружень / В.С. Гудрамович, Е.Л. Гарт // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій : 5 міжнарод. конф., червень 2014 р., Львів, Україна : зб. наук. праць / під заг. ред. В. В. Панасюка. – Львів : ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАНУ, 2014. – С. 39 – 42.
9. *Гудрамович В.С.* Влияние отверстий на предельные состояния элементов тонкостенных металлических оболочечно-пластинчатых конструкций / В.С. Гудрамович // Вісник Дніпропетровського ун-ту. Сер. Механіка. – 2014. – Вип. 18, т. 22. – С. 47 – 60.

ПРОЕКТ 1.9

Розвиток розрахункових методів оцінки теплового та напруженого стану обігрівного авіаційного скла і елементів силового блоку при екстремальних умовах експлуатації

УДК 534.1:539.3

РОЗРОБКА МЕТОДІВ РОЗРАХУНКУ ТЕПЛОВОГО ТА НАПРУЖЕНОГО СТАНУ БАГАТОШАРОВОГО АВІАЦІЙНОГО ОСКЛІННЯ ПРИ НЕСТАЦІОНАРНИХ НАВАНТАЖЕННЯХ

О.М. ШУПІКОВ, Н.В. СМЕТАНКІНА, С.В. УГРІМОВ, Є.В. СВЄТ, Н.В. ДОЛГОПОЛОВА
(Ін-т проблем машинобудування ім. А.М. Підгорного НАН України, м. Харків)

Робота присвячена створенню методів дослідження напружено-деформованого і теплового стану багатошарових елементів електрообігрівного оскління літаків при впливі різних експлуатаційних факторів. Розроблено метод розрахунку на міцність багатошарового оскління кабін пілотів літальних апаратів при ударі птаха та метод розрахунку температурних полів і температурних напружень у шарах оскління при впливі електрообігріву. Запропоновано модель багатошарового оскління, яка заснована на уточненій теорії першого порядку, що враховує деформації поперечного зсуву, обтиснення вздовж товщини, інерції обертання й обтиснення нормального елемента в кожному шарі. Модель імпульсу тиску, яка вірогідно відтворює ударну дію птаха на багатошарове оскління, побудована на основі експериментальних досліджень. Вплив електрообігріву моделюється плівковим джерелом тепла. Задача про нестаціонарні коливання оскління при ударі птаха, а також задачі теплопровідності та термопружності при впливі електрообігріву, розв'язуються на основі методу занурення і зводяться до інтегрування систем інтегро-диференціальних сингулярних рівнянь. Досліджено реакцію елемента оскління ліхтаря кабіни літака АН-24 на удар птаха. Одержано розподіл температур та напружень в шарах оскління літака типу ІЛ-76 під впливом електрообігріву. Порівняння результатів розрахунку і експериментальних результатів показало їх добру відповідність, що дозволяє рекомендувати розроблену методологію для розробки нових та оцінки ресурсу існуючих елементів оскління.

Ключові слова: *багатошарове оскління, удар птиці, нестаціонарні коливання, електрообігрів, температурне поле, термопружність, метод занурення*

Розвиток авіаційної техніки потребує удосконалення матеріалів, конструкцій і технологій виробництва оскління для кабін пілотів. Одним з найбільш важливих конструктивних елементів літальних апаратів є лобове оскління (ліхтарі і кабіни пілотів), тому що від його міцності залежить безпека екіпажа.

Збільшення швидкості і розмірів літаків, розширення мережі маршрутів та інтенсивності авіаційних вантажних і пасажирських перевезень приводять до зростання кількості зіткнень літальних апаратів із птахами [1–3].

Велике значення для забезпечення нормального польоту в складних метеорологічних умовах, особливо при посадці літака, має надійний і високоефективний захист від зледеніння оскління кабіни пілотів. Обігрів оскління захищає від зледеніння лобові стекла кабіни й запобігає їх запотіванню. Також підігрів лобового скла значною мірою збільшує його стійкість щодо руйнування при зіткненні із птахами за рахунок підвищення піддатливості клейових шарів [4].

У більшості випадків проектування птахостійких елементів конструкцій літака здійснюється на основі експериментальних даних шляхом емпіричного підбору композиції пакета [5]. Теоретичне обґрунтування конструкторських рішень практично відсутнє. Це пояснюється складністю розв'язання задач нестаціонарної динаміки багатошарових конструкцій при імпульсному й ударному навантаженні, а також складністю опису процесу зіткнення із птахом [6–8].

Таким чином, розробка ефективних методів дослідження деформування елементів багатошарового оскління сучасних літаків, що дозволяють врахувати вплив всіх експлуатаційних навантажень, залишається актуальною задачею.

© О.М. ШУПІКОВ, Н.В. СМЕТАНКІНА, С.В. УГРІМОВ, Є.В. СВЄТ, Н.В. ДОЛГОПОЛОВА, 2015

Метою роботи є розробка методу розрахунку температурних полів та параметрів напружено-деформованого стану у шарах елементів багатошарового оскління літаків з підвищеними параметрами термосилового навантаження в екстремальних умовах їх тривалої експлуатації.

Будемо розглядати багатошарове скло як незамкнену багатошарову циліндричну оболонку радіуса R, яка складена з I ізотропних шарів сталої товщини. На координатній поверхні xOy оболонка займає область Ω, обмежену довільним контуром Γ: $x_\Gamma = x_\Gamma(s),\ y_\Gamma = y_\Gamma(s)$ (s – поточна довжина дуги). За координатну поверхню приймається зовнішня поверхня першого шару. На оболонку діють нестаціонарні навантаження $\mathbf{P} = \left\{ p_j(x,y,t) \right\},\ \ j = \overline{1, 3I+3}$. Динамічна поведінка оболонки описується на основі кінематичних гіпотез, які враховують деформації поперечного зсуву, обтиснення вздовж товщини та інерції обертання нормального елемента у межах кожного шару [9, 10]

$$u_k^i = u_k + \sum_{j=1}^{i-1} h_j u_{3+I(k-1)+j} + \left(z - \delta_{i-1}\right) u_{3+I(k-1)+i},\ k = 1,2,3,\ i = \overline{1, I}, \tag{1}$$

де $\delta_i = \sum_{j=1}^{i} h_j,\ \delta_{i-1} \le z \le \delta_i;\ h_i$ – товщина i-го шару; $u_k = u_k(x, y, t)\ \ (k = 1,2,3)$ – переміщення точки координатної поверхні в напрямку координатних осей; $u_{3+I(k-1)+i} = u_{3+I(k-1)+i}(x,y,t)\ \ (k = 1,2)$ – кути повороту нормального елемента в i-му шарі навколо координатних осей Ox та Oy; $u_{3+2I+i} = u_{3+2I+i}(x, y, t)$ – обтиснення нормального елемента в i-му шарі; t – час.

Деформації шарів визначаються відповідно до формул Коші [9, 10]. Напруження і деформації в шарах зв'язані законом Гука. Рівняння руху багатошарової оболонки та граничні умови виводяться на основі варіаційного принципу Остроградського-Гамільтона з урахуванням гіпотез (1).

Систему рівнянь руху оболонки та граничні умови на контурі Г можна подати в матричному вигляді

$$\mathbf{M}\mathbf{U}_{,tt} + \mathbf{\Lambda}\mathbf{U} = \mathbf{P},\ \mathbf{U} = \mathbf{U}_{,t} = 0,\ \ t = 0, \tag{2}$$

$$\mathbf{B}^\Gamma\ \mathbf{U} = \mathbf{P}^\Gamma, \tag{3}$$

де $\mathbf{U}$ – вектор, компонентами якого є шукані функції переміщень (1); $\mathbf{M}$, $\mathbf{\Lambda}$ – квадратні матриці порядку $3I+3$ [9, 10]; $\mathbf{P}$ – вектор навантажень. Вигляд елементів матриці $\mathbf{B}^\Gamma$ та вектора граничних навантажень $\mathbf{P}^\Gamma$ залежить від граничних умов на контурі оболонки.

У випадку теплового навантаження система рівнянь руху (2) перетворюється на систему рівнянь термопружної рівноваги оболонки [11].

Розв'язання одержаної системи рівнянь (2) здійснюється методом занурення [9, 10]. Згідно з цим методом замість вихідної оболонки складної форми у плані розглядається допоміжна шарнірно оперта циліндрична оболонка прямокутної форми у плані того ж радіуса кривини, з тією ж композицією шарів. В області Ω допоміжна оболонка навантажена так само, як і вихідна оболонка. Тотожність напружено-деформованого стану в області Ω допоміжної оболонки стану вихідної оболонки забезпечується шляхом додавання компенсуючих навантажень $q_j^{\text{comp}}(\phi, t),\ j = \overline{1, 3I+3}$, які неперервно розподілені вздовж контуру Γ.

Компенсуючі навантаження входять у рівняння руху допоміжної оболонки у вигляді таких інтегральних співвідношень:

$$p_j^{\text{comp}}(x,y,t) = \sum_{k=1}^{3I+3} \int_\Gamma \varsigma_{jk} q_k^{\text{comp}}(s,t)\, \delta\left(x - x_\Gamma, y - y_\Gamma\right) ds,\ \ j,k = \overline{1, 3I+3},$$

де $\delta\left(x - x_\Gamma, y - y_\Gamma\right)$ – двовимірна δ-функція.

Елементи матриці ς_{jk}, що не дорівнюють нулю, мають вигляд

$$\zeta_{11}=\zeta_{22}=\zeta_{3+i\,3+i}=\zeta_{3+I+i\,3+I+i}=y'_{\Gamma},\ \zeta_{33}=\zeta_{3+2I+i\,3+2I+i}=1,$$

$$\zeta_{12}=\zeta_{3+i\,3+I+i}=x'_{\Gamma},\ \zeta_{21}=\zeta_{3+I+i\,3+i}=-x'_{\Gamma},\ i=\overline{1,I},$$

де $x'_{\Gamma}=dx_{\Gamma}/ds,\quad y'_{\Gamma}=dy_{\Gamma}/ds$.

Компенсуючі навантаження визначаються з розв'язку системи інтегро-диференціальних рівнянь, в основі якої лежать граничні умови вихідної оболонки (3). Метод розв'язання цієї системи полягає в тому, що переміщення **U** (1) та навантаження розвиваються в тригонометричні ряди по функціях, що задовольняють умови шарнірного опирання допоміжної прямокутної оболонки

$$u_j(x,y,t)=\sum_{m=1}^{\infty}\sum_{n=1}^{\infty}\varphi_{jmn}(t)B_{jmn}(x,y),\ p_j(x,y,t)=\sum_{m=1}^{\infty}\sum_{n=1}^{\infty}p_{jmn}(t)B_{jmn}(x,y),$$

$$p_j^{\text{comp}}(x,y,t)=\sum_{m=1}^{\infty}\sum_{n=1}^{\infty}p_{jmn}^{\text{comp}}(t)B_{jmn}(x,y)\partial, \tag{4}$$

$$p_{jmn}(t)=\frac{4}{AB}\int_0^A\int_0^B p_j(t)B_{jmn}(x,y)dxdy,\ p_{jmn}^{\text{comp}}(t)=\frac{4}{AB}\sum_{k=1}^{3I+3}\oint_{\Gamma}\varsigma_{jk}\,q_k^{\text{comp}}(s,t)B_{jmn}(x_{\Gamma},y_{\Gamma})\mathrm{d}s,$$

$$B_{1mn}=\cos\alpha_m x\sin\beta_n y,\ B_{2mn}=\sin\alpha_m x\cos\beta_n y,\ B_{3mn}=\sin\alpha_m x\sin\beta_n y,$$

$$B_{3+i\,mn}=B_{1mn},\ B_{3+I+i\,mn}=B_{2mn},\ B_{3+2I+i\,mn}=B_{3mn},$$

$$\alpha_m=m\pi/A,\ \beta_n=n\pi/B,\ m=\overline{1,m^*},n=\overline{1,n^*},\ i=\overline{1,I},\ j=\overline{1,3I+3},$$

де A – довжина твірної допоміжної оболонки; B – довжина напрямної цієї оболонки.

Крім того, функції компенсуючих навантажень і граничних переміщень розвиваються в ряд уздовж контуру Γ

$$q_j^{\text{comp}}(s,t)=\sum_{\alpha=1,2}\sum_{\mu=0}^{\infty}f_{j\alpha\mu}(t)d_{\alpha\mu}(s),\ u_j(s,t)=\sum_{\alpha=1,2}\sum_{\mu=0}^{\infty}u_{j\alpha\mu}(t)d_{\alpha\mu}(s),\ j=\overline{1,3I+3}, \tag{5}$$

де $d_{1\mu}=\sin[\mu\gamma(s)],\ d_{2\mu}=\cos[\mu\gamma(s)],\ \gamma(s)=2\pi\int_0^s\mathrm{d}\tilde{s}\Big/\int_0^{s^*}\mathrm{d}\tilde{s},\ 0\le\gamma(s)\le 2\pi$.

У результаті розвинення переміщень і зовнішніх навантажень у ряди (4) та (5) система (2) зводиться до інтегрування системи звичайних диференціальних рівнянь другого порядку зі сталими коефіцієнтами і нульовими початковими умовами. Ця система інтегрується за допомогою однокрокового методу [9, 10], який ґрунтується на розвиненні розв'язку в ряд Тейлора.

У роботі пропонується математична модель імпульсу тиску [12], що виникає при зіткненні багатошарового оскління зі птахом. Птах моделюється еліпсоїдом обертання з півосями a, b і c. Експериментально встановлено, що область взаємодії птаха з елементом оскління являє собою еліптичну площадку [12], а компоненти вектора навантаження **P** в системі (2) можна подати у вигляді

$$p_1=p_2=p_{3+i}=p_{3+I+i}=p_{3+2I+i}=0,\ p_3=\frac{1}{2}\left[1+\operatorname{sign}(\tau_b-t)\right]F(t),\ i=\overline{1,I},$$

де τ_b – час дії імпульсу,

$$F(t)=P_0\left[1-\frac{(x-x_1)^2}{u_b^2}-\frac{(y-y_1)^2}{v_b^2}\right]^{1/2},$$

u_b та v_b – півосі площадки навантаження, які встановлюються на основі експериментальних даних; x_1 и y_1 – координати точки перетинання траєкторії центра маси птаха з елементом оскління. Залежність $P_0=P_0(t)$ також встановлюється на основі експериментальних даних [10, 12].

Розглянемо вплив електрообігріву на напруження у шарах оскління. Скло літака складається із шарів силікатного скла, які з'єднуються між собою шарами із прозорого полімеру та зовнішнього силікатного скла з нанесеним на внутрішню поверхню нагрівальним елементом. Між першим і другим

шарами елементів оскління знаходиться плівкове джерело тепла. Вважаємо, що на зовнішній і внутрішній поверхнях елементів оскління відбувається конвективний теплообмін. Систему рівнянь теплопровідності та граничні умови для такої оболонки одержуємо з варіаційного рівняння теплового балансу [10, 11]. Метод розв'язання системи полягає у тому, що температура в шарах T^i, на бічній поверхні T_Γ^i, а також питомі потужності внутрішніх джерел тепла Q^i подаються у вигляді розвинення в ряд по поліномах Лежандра

$$T^i(x,y,z,t)=\sum_{r=0}^{\infty}T_r^i(x,y,t)f_r^i(z),\ (x,y)\in\Omega,\ z\in\left[\delta_{i-1},\delta_i\right],$$

$$T_\Gamma^i(x,y,z,t)=\sum_{r=0}^{\infty}T_{\Gamma r}^i(x,y,t)f_r^i(z),\ \ (x,y)\in\Gamma,\ Q^i(x,y,z,t)=\sum_{r=0}^{\infty}Q_r^i(x,y,t)f_r^i(z),\ \ (x,y)\in\Omega_\Gamma^i, \qquad (6)$$

де

$$T_r^i=\int_{\delta_{i-1}}^{\delta_i}T^i f_r^i dz,\ T_{\Gamma r}^i=\int_{\delta_{i-1}}^{\delta_i}T_\Gamma^i f_r^i dz,\ Q_r^i=\int_{\delta_{i-1}}^{\delta_i}Q^i f_r^i dz,\ \ j,k=\overline{0,r^*},\ i=\overline{1,I};$$

$f_r^i(z)$ – поліном Лежандра степеня r. У розвиненнях (6) враховуються перші чотири члени ряду $\left(r=\overline{0,3}\right)$, що забезпечує достатню точність розв'язання.

Для розв'язання задачі теплопровідності оболонки зі складною формою плану застосовується метод занурення [10, 11]. Далі на основі раніше побудованої математичної моделі оскління (1)–(3) розв'язується задача про термопружний стан оболонки під впливом одержаних температурних полів у шарах оболонки.

Теоретично й експериментально досліджено реакцію елемента оскління ліхтаря кабіни літака АН-24 на удар птаха. Удар наносився в середину зовнішньої поверхні оскління паралельно осі фюзеляжу літака. Експериментальне дослідження проводилося методом динамічної широкосмугової тензометрії [9, 10]. Оскління розглядається як пружно оперта циліндрична оболонка з радіусом 1,1 м. Шари оболонки виконані з матеріалів з наступними характеристиками: $E_i=6{,}12\cdot10^4$ МПа (модуль пружності), $\nu_i=0{,}22$ (коефіцієнт Пуассона), $i=1,3,5$; $E_2=1$ МПа, $E_4=280$ МПа, $\nu_i=0{,}39$, $i=2,4$; $\rho_i=2500$ кг/м^3, $i=1,3,5$, $\rho_i=1200$ кг/м^3, $i=2,4$ (густина матеріалу); $h_1=5$ мм, $h_2=5$ мм, $h_3=6$ мм, $h_4=2$ мм, $h_5=10$ мм (товщини шарів).

На рис. 1 показана розрахункова схема елемента оскління і позначена точка C, у якій досліджувалися деформації. Геометричні параметри елемента оскління такі: $l_1=0{,}36$ м, $l_2=0{,}39$ м, $l_3=0{,}34$ м, $l_4=0{,}45$ м, $R_i=0{,}04$ м, $i=\overline{1,4}$.

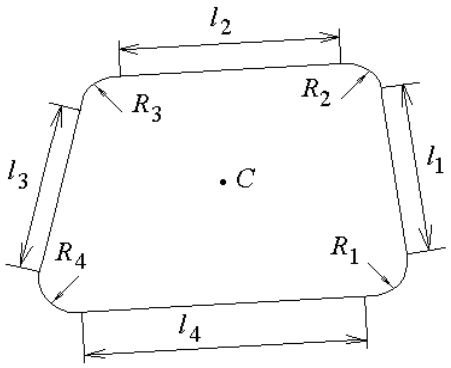


Рис. 1. Розрахункова схема елемента оскління

На рис. 2 наведена залежність від часу головної деформації ε_1^5 в точці C при ударі птаха 1,74 кг зі швидкістю 99,07 м/с. Результатам розрахунку відповідає суцільна лінія, результатам експерименту – пунктирна.

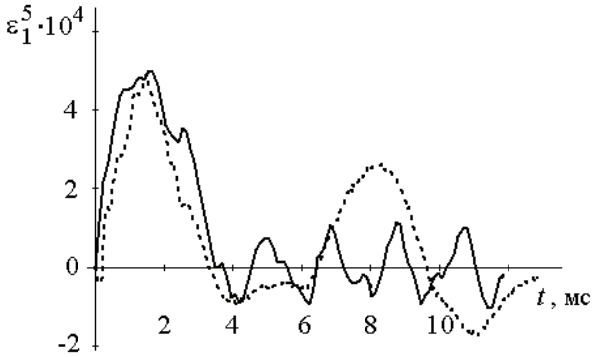


Рис. 2. Реакція елемента оскління на удар птаха

Добре узгодження розрахункових і експериментальних даних підтверджує вірогідність результатів, одержаних за допомогою розробленої методики, що застосовується для розрахунку напружень в елементах оскління.

Також досліджено розподіл температур та напружень в шарах оскління літака типу ІЛ-76 з урахуванням впливу плівкового джерела. На рис. 3 наведена розрахункова схема оскління з такими геометричними параметрами: $l_1 = 0{,}74$ м, $l_2 = 0{,}16$ м, $l_3 = 0{,}75$ м, $l_4 = 0{,}26$ м, $R_k = 0{,}03$ м, $k = \overline{1,4}$, $R = 2{,}5$ м.

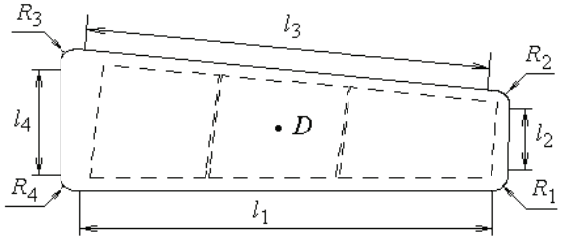


Рис. 3. Розрахункова схема елемента оскління з електрообігрівом

Матеріали шарів мають наступні характеристики: $E_i = 6{,}8 \cdot 10^4$ МПа, $\nu_i = 0{,}22$, $\alpha_i^t = 9 \cdot 10^{-6}\,°\text{C}^{-1}$ (коефіцієнт лінійного температурного розширення), $i = 1, 3, 5$; $E_i = 2{,}2 \cdot 10^2$ МПа, $\nu_i = 0{,}38$, $\alpha_i^t = 8{,}3 \cdot 10^{-5}\,°\text{C}^{-1}$, $i = 2, 4$; $h_1 = 5$ мм, $h_2 = 3$ мм, $h_3 = 12$ мм, $h_4 = 2$ мм, $h_5 = 8$ мм. Плівкове джерело тепла потужністю $q = 6$ кВт/м^2 розташоване між першим і другим шарами оскління. Розташування джерела показане штриховою лінією. Бічна поверхня оскління вважається ідеально теплоізольованою. Задача теплопровідності розв'язана з такими вихідними даними: $k_i = 1{,}08$ Вт/(м·°С), $i = 1, 3, 5$; $k_i = 0{,}22$ Вт/(м·°С), $i = 2, 4$ (коефіцієнти теплопровідності матеріалу *i*-го шару); $H_1 = 433$ Вт/(м^2·°С), $H_2 = 20$ Вт/(м^2·°С) (коефіцієнти конвективного теплообміну на верхній та нижній поверхнях оскління); $T_1 = -30\,°\text{C}$, $T_2 = 20\,°\text{C}$ (температура середовища на границі з верхньою та нижньою поверхнями).

На рис. 4 показано композицію шарів, розподіл температури в момент, коли температура на поверхні із джерелом тепла досягає максимального значення, та розподіл головного напруження σ_1^i $(i = \overline{1,I})$ вздовж товщини оскління в точці D (див. рис. 3). Напруження також одержані для температурного розподілу в момент часу, коли температура на поверхні із джерелом тепла досягає найбільшого значення.

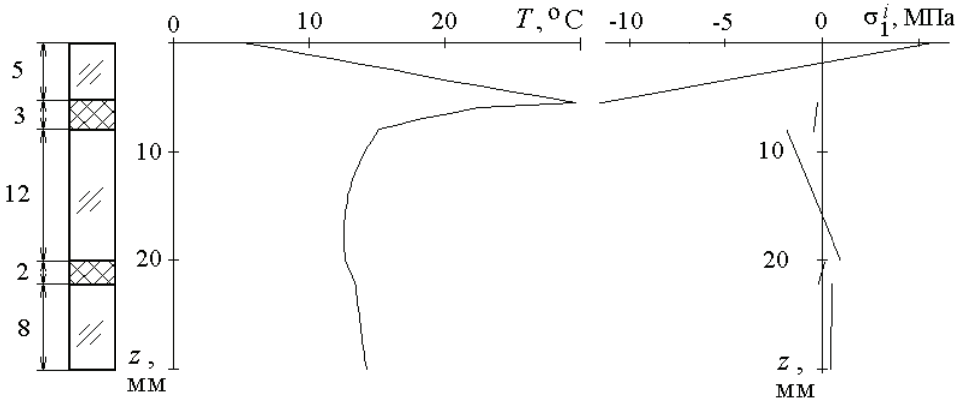


Рис. 4. Розподіл температури та напруження у шарах оскління

На поверхні розділу першого та другого шарів оскління спостерігається різке змінення температури та напружень, викликане наявністю джерела тепла, але при цьому напруження не перевищують допустимих значень.

Висновки

1. Створено метод дослідження напружено-деформованого і теплового стану багатошарових елементів оскління літаків, який базується на уточненій моделі оскління і враховує вплив різних експлуатаційних факторів. Метод включає в себе метод розрахунку на міцність багатошарового електрообігрівного оскління кабін пілотів літальних апаратів при ударі птахом та метод визначення температурних полів і температурних напружень в шарах елементів оскління при впливі електрообігріву.

2. На основі даних експерименту розроблено модель імпульсу, що виникає при зіткненні багатошарового оскління зі птахом. Модель вірогідно відтворює ударну дію птаха на оскління.

3. Проведено дослідження напружено-деформованого стану та температурних полів в шарах елементів оскління сучасних літаків при впливі реальних експлуатаційних навантажень. Встановлено, що напруження, які виникають у цих умовах, не перевищують допустимих значень. Порівняння результатів розрахунку і експериментальних результатів показало, що вони добре узгоджуються між собою.

4. Запропонований підхід та результати розрахунків дозволяють скоротити витрати і час на передпроектні дослідження і натурні випробування багатошарового авіаційного оскління.

Робота виконана у рамках Цільової комплексної програми наукових досліджень НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» («Ресурс»).

1. *Эндерс Г.* Столкновения с птицами – постоянная угроза // Аэропорт. – 2001.– № 5. – С. 29–31.
2. *Викторов В.В.* Тревожное небо СНГ: безопасность полетов // Гражданская авиация. – 2005.– № 6. – С. 22–23.
3. *Anghileri M., Castelletti L.-M.L., Mazza V.* Birdstrike: approaches to the analysis of impacts with penetration // WIT Transactions on Eng. Sci. – 2005. – **49**. – P. 63–74.
4. *Мазин И.П.* Физические основы обледенения самолетов. – М.: Гидрометеоиздат, 1957. – 216 с.
5. *Yang J., Cai X., Wu C.* Experimental and FEM study of windshield subjected to high speed bird impact // Acta Mechanica Sinica. – 2003. – **19**, № 6. – P. 543–550.
6. *Heimbs S.* Computational methods for bird strike simulations: a review // Computers and Structures. – 2011. – **89**, № 23–24. – P. 2093–2112.
7. *Johnson A.F., Holzapfel M.* Modelling soft body impact on composite structures // Composite Structures. – 2003. – **61**, № 1-2. – P. 103–113.
8. *Airoldi A., Cacchione B.* Modelling of impact forces and pressures in Lagrangian bird strike analyses // Int. J. Impact Eng. – 2006. – **32**, № 10. – P. 1651–1677.
9. *Нестационарные* колебания многослойных пластин и оболочек и их оптимизация / А.Н. Шупиков, Я.П. Бузько, Н.В. Сметанкина, С.В. Угримов. – Харьков: Изд-во ХНЭУ, 2004. – 252 с.
10. *Сметанкина Н.В.* Нестационарное деформирование, термоупругость и оптимизация многослойных пластин и цилиндрических оболочек. – Харьков: Міськдрук, 2011. – 376 с.
11. *Шупиков А.Н., Сметанкина Н.В., Свет Е.В.* Термонапряженное состояние многослойных незамкнутых цилиндрических оболочек сложной формы в плане // Вопросы проектирования и производства конструкций летательных аппаратов. – Харьков: НАУ «ХАИ». – 2014. – Вып. 1 (77). – С. 61–72.
12. *Bird* dummy for investigating the bird-strike resistance of aircraft components / A.N. Shupikov, S.V. Ugrimov, N.V. Smetankina, V.G. Yareshchenko, G.G. Onhirsky, V.P. Ukolov, V.F. Samoylenko, V.L. Avramenko // J. of Aircraft. – 2013. – **50**, № 3. – P. 817–826.

ПРОЕКТ 1.10

Методологія оцінки механічного стану і підвищення ресурсу конструкційних елементів осклянілістих кабін пілотів з підвищеними параметрами термосилового навантаження

УДК 620.173

МЕТОДОЛОГІЯ ОЦІНКИ КОНСТРУКЦІЙНОЇ МІЦНОСТІ СКЛА З УРАХУВАННЯМ ДЕФЕКТНОСТІ ТА РІВНЯ ПОШКОДЖЕНОСТІ ПОВЕРХНЕВОГО ШАРУ ЕЛЕМЕНТІВ СКЛІННЯ КАБІН ПІЛОТІВ

Ю.М. РОДІЧЕВ, О.Б. СОРОКА
(Ін-т проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України)

На основі аналізу стану проблеми, конструкцій і технологій виготовлення елементів авіаційного електро-обігрівного скління с позицій конструкційної міцності крихких матеріалів реалізовано системний технічний підхід для вирішення методологічних задач оцінки міцності листового скла. Розвинуто методологію оцінки конструкційної міцності скла з урахуванням дефектності та рівня пошкодженості поверхневого шару елементів скління кабін пілотів. Отримано результати оцінки механічного стану листового скла різної товщини з урахуванням впливу технічного рівня виробництва, поверхневих дефектів та пошкоджень, масштабного ефекту, а також опору руйнуванню і пошкодженню скла при локальному навантаженні. Розроблено комплекс методів оцінки впливу технологій термомеханічної обробки і зміцнення скла на міцність елементів скління. Показано можливість уточненої оцінки напружень стиску при загартуванні і термозміцненні скла та визначення його залишкової міцності в умовах дії напружень розтягу з урахуванням пошкоджень поверхні в процесі загартування. Обґрунтовано необхідність контролю параметрів міцності загартованого та термозміцненого скла для забезпечення гарантованого рівня міцності елементів авіаційного скління. Розроблено методичні засади оцінки довговічності при статичному і циклічному навантаженні склоелементів на основі спеціального касетного методу їх випробувань з використанням набору пластинчатих зразків. Отримано параметри експериментальних залежностей довготривалої міцності скла на згин. Показано, що процеси накопичення пошкоджень, як при циклічному, повторному статичному, так і при тривалому статичному навантаженні визначаються механізмами докритичного росту мікротріщин, зосереджених переважно в поверхневому шарі скла, в умовах «корозії під напругою». Отримані результати можуть бути використані для оцінки ресурсу авіаційного скління та впровадження заходів з його підвищення.

Вступ. Підвищення ресурсу сучасних літаків потребує вдосконалення методів забезпечення їх роботоздатності і безпеки у екстремальних умовах експлуатації. Електро-обігрівне скління кабін пілотів є одним з найбільш уразливих елементів конструкцій літаків, особливо, в умовах обмерзання при високих швидкостях польотів. Найбільш частими є випадки руйнування зовнішнього електро-обігрівного шару скління кабін екіпажу, які мають місце навіть на літаках відомих технічно розвинутих компаній [1-3] (рис. 1).

а *б*

Рис. 1. Характер руйнування обігрівного скління: макротріщини скління літака Boeing 737 (*а*), дрібно - уламкове руйнування шару з загартованого скло (*б*)

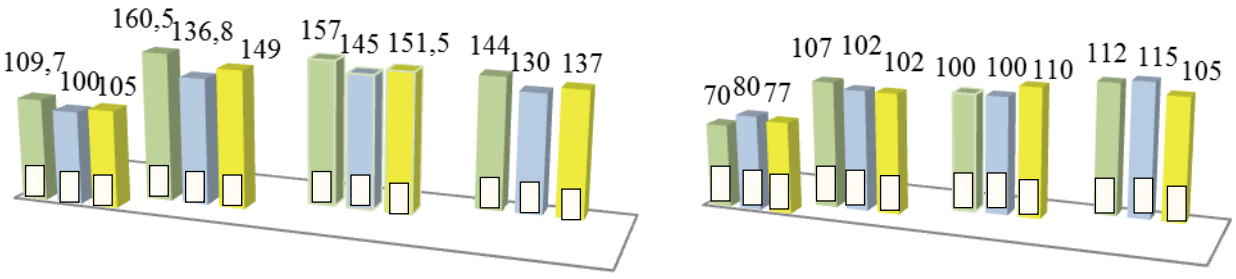
© Ю.М. РОДІЧЕВ, О.Б. СОРОКА, 2015

Руйнуванню обігрівного шару в екстремальних умовах сприяють значні пошкодження або технологічні дефекти, тріщини, відколи скла, підвищений рівень термічних напружень, а також недоліки технічного обслуговування. Таким чином, підвищення міцності і ресурсу поверхневого шару скла з елементами системи обігріву є актуальною науковою проблемою. Задачами досліджень по проекту 1.10 було: розробка методології оцінки конструкційної міцності скла з урахуванням дефектності та рівня пошкодженості поверхні елементів скління, оцінка впливу технологій виготовлення, термомеханічної обробки і зміцнення скла на міцність елементів скління, розробка методів оцінки довговічності для підвищення ресурсу елементів скління кабін пілотів.

Об'єкт досліджень. За основу прийнято сучасну конструкцію стекол ТСК 008.01.000, ТСК 008.01.000-01, ТСК 008 У.01.000 та ТСК 008У.01.000-01 для скління кабін пілотів літаків ДП «Антонов» [4]. Конструкція скління - багатошарова композитна структура з гнутого по конусу листового скла, полімерних шарів, електро-обігрівної системи та обрамлення. Найбільш навантаженим при експлуатації є модернізоване скління ТСК 008У. Згідно ТУ У 26.1-31106219-001-2001 [4], боковий тиск на нього становить 61,2 КПа проти 49КПа для ТСК 008. Загальна потужність нагріву підвищена у 1,5 рази.

Методологія оцінки конструкційної міцності скла з урахуванням дефектності та рівня пошкодженості поверхневого шару елементів скління. Проблема забезпечення роботоздатності авіаційного електро-обігрівного скління обумовлена принциповою відмінністю механічного поведінки скла як поверхнево дефектного пружного крихкого матеріалу в порівнянні іншими конструкційними матеріалами. Внаслідок відсутності механізмів пластичного та в'язкого деформування для відповідальних скляних конструкцій необхідно більш достовірно визначати фактичний рівень міцності склоелементів, на який значно і важко прогнозовано впливають чисельні технологічні, конструкційні і експлуатаційні фактори [5, 6]. Для оцінки впливу характеру і рівня дефектності скла на різних стадіях виробництва було розвинуто комплекс методів тестування зразків та реальних елементів скління. Випробування супроводжувалися аналізом джерел руйнування – технологічних і експлуатаційних дефектів, мікротріщин з використанням оптичної мікрофрактографії поверхні зламів на стаціонарних оптичних та мобільних оптичних і цифрових мікроскопах, придатних для використання у виробничих умовах та при експлуатаційному контролі стану скляних елементів.

Вплив технічного рівня виробництва на міцність листового флоат скла**.** Для оцінки впливу технічного рівня виробництва на міцність флоат скла проведено випробування зразків у вигляді пластин розміром 5,0х100х100 мм в умовах короткочасного навантаження по схемі симетричного згину на двох кільцевих опорах, коли руйнування починається у центральній робочій частині розтягнутої поверхні зразка. Визначено границю міцності σ_b з урахуванням стану «газової» та «олов'яної» поверхонь (рис. 2, *а*). Отримані результати статистично оброблені за бімодальною залежністю Вейбула. Гарантований рівень міцності при імовірності руйнування 0,1 % - $\sigma_{0,001}$ визначали за параметрами нижньої гілки залежності (рис. 2, *б*). Для усіх марок скла закономірними були більш високі середні значення σ_b для «газової» поверхні. Але за величиною $\sigma_{0,001}$ ця різниця була незначною.



а *б*

Рис. 2. Вплив технічного рівня виробництва на середню величину σ_b (*а*) та $\sigma_{0,001}$ (*б*) для «газової» (1), «олов'яної» (2) та обох поверхонь (3) виробників: I – Борський завод, II – «Pilkington», III – «Sphinx», IV – «Eurofloat» (значення наведено в МПа)

Тріщиностійкість флоат скла. Тріщиностійкість скла різних виробників визначено за результатами випробувань на чотирьохточковий згин при короткочасному навантаженні пластинчастих зразків з тріщиною, утвореною в зоні чистого згину. Зразки з розмірами 120х50х5мм вирізали з того самого скла, що використовували для оцінки міцності на симетричний згин. Методика передбачала нанесення твердосплавним різаком на поверхню зразків, що знаходилася в зоні дії максимальних напружень розтягу при чистому згині, поверхневих мікротріщин – надрізів глибиною 300 мкм…350 мкм, довжиною 40 ± 3 мм.

Встановлено, що, на відміну від результатів випробувань на міцність, експериментальні критичні значення коефіцієнту інтенсивності напружень K_{Icr} характеризуються високою стабільністю і знаходяться у діапазоні – від 0,51 МПа√м (для Борського скла) до 0,54…0,56 МПа√м для стекол «Sphinx», «Pilkington». Це значно менше, ніж дані для зразків з надрізами, виконаними абразивними інструментами (K_{Icr} = = 0,7…0,75МПа√м). Найбільший розкид значень сили при руйнуванні зразків становив 1,5 %, що у 10 – 20 разів менше, ніж розкид величини σ_b. Це пов'язано з стабільними параметрами нанесених тріщин, високою однорідністю аморфної структури скла [7] та стабільністю її впливу на граничний стан і умови просування тріщин моди I.

Вплив товщини на міцність флоат скла. Партії зразків скла «Pilkington» з розмірами 3х60х60мм (30 шт.); 5х100х100 мм (30 шт.); 10х200х200 мм (20 шт.); 12х240х240 мм (20 шт.); 15х300х300мм (20 шт.) випробували на симетричний згин. На основі результатів статистичної обробки за розподілом Вейбулу отримано значення параметрів міцності σ_b і $\sigma_{0,001}$ зразків із скла різної товщини для «газової» та «олов'яної» поверхонь (рис. 3). Показано, що руйнування елементів товщиною 3, 10 і 12мм може мати місце вже при напруженнях 25…34 МПа, що в два рази нижче середнього значення σ_b і вказує на значну дефектність цих стекол та необхідність застосування технологічних заходів по зниженню дефектності і операцій зміцнення. Для листового скла номіналів від 10мм характерний більш різнорідний набір несприятливих технологічних дефектів поверхні і структури, ніж для скла товщиною 5 мм. У результаті значно знижується міцність, ускладнюється форма експериментальної кривої статистичного розподілу результатів механічних випробувань і частіше реалізується більш складна три-модальна залежність. Отримані закономірності впливу масштабного фактора на міцність скла різних номіналів є технічною основою для оптимізації технології виготовлення авіаційного скла.

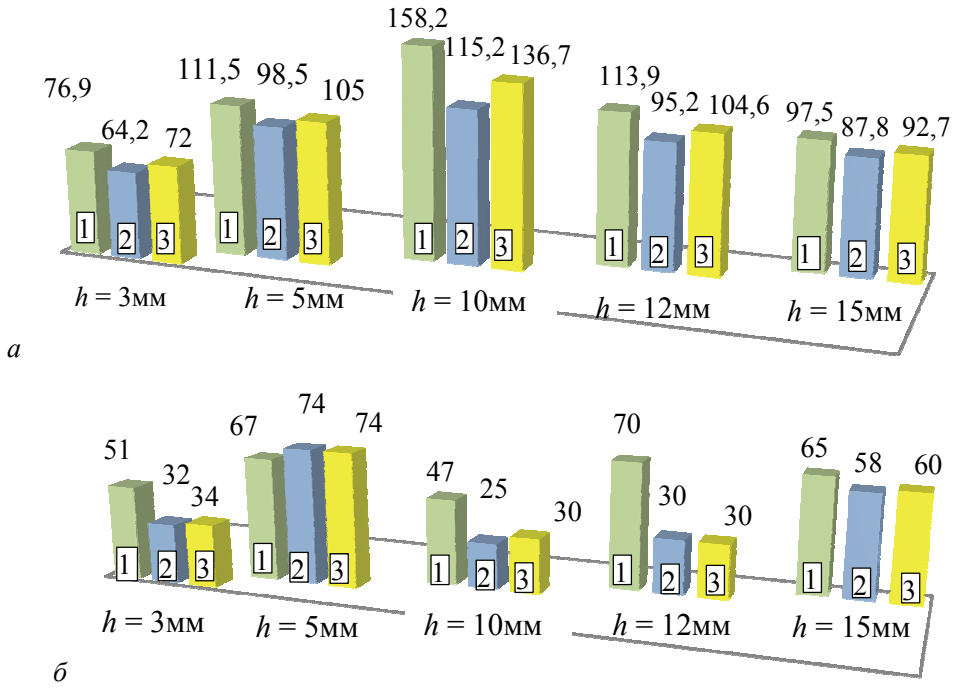
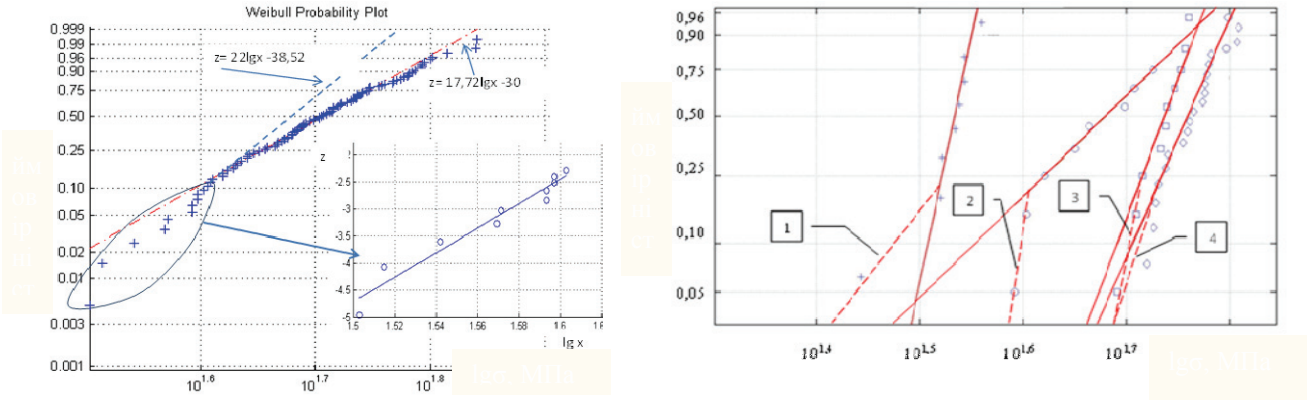


Рис. 3. Вплив товщини скла на середнью величину σ_b (*а*) та $\sigma_{0,001}$ (*б*) для для «газової» (1), «олов'яної» (2) та обох поверхонь (3) (значення наведено в МПа)

Дефектність скла, статистичні закономірності і масштабний фактор. Значний розкид результатів випробувань, пов'язаний з неоднорідною дефектністю поверхні скляних елементів, потребує визначення гарантованого рівня міцності для заданої імовірності руйнування. Традиційні підходи передбачають мономодальні види розподілу, що приводить до помилки у визначенні гарантованого рівня міцності через особливості статистичного розподілу нижньої гілки експериментальних кривих при малій вірогідності руйнування . Розроблено експериментально-аналітичний підхід на основі бімодальної апроксимації залежностей Вейбула, який забезпечує підвищення достовірності оцінки гарантованого нижнього рівня міцності. Малорозмірні пластини скла з габаритами 400×50×6 мм (190 шт) випробувано при чистому згині в горизонтальному і вертикальному положеннях. Встановлено, що джерелами руйнування були крайові дефекти механічної обробки, які є неоднорідними за своїм походженням, геометричними параметрами, розмірами та місцями розташування. Аналіз результатів показує, що розподіл величини міцності значно відрізняється від мономодального, що пов'язано з специфічною природою великих дефектів. Використано кусочно-лінійну апроксимацію бімодальних залежностей. На основі цієї методики оброблено результати для пластин, випробуваних у вертикальному положенні (рис. 4, *а*). За умов мономодальної апроксимації значення гарантованої границі міцності при ймовірності руйнування 0,01 % $\sigma_{0,0001}$ складає 15МПа. Бімодальна апроксимація дає більш достовірну оцінку $\sigma_{0,0001}$ = 21,5МПа, що є на 40 % вищою.



а *б*

Рис. 4. Бімодальна апроксимація експериментальної залежності розподілу Вейбулу для малорозмірних зразків, випробуваних вертикально (*а*) та для пластин різної довжини (*б*) - (1, 2, 3 і 4 – нижні ділянки бімодальних кривих для елементів довжиною 3,21; 1,6; 0,8; 0,4м)

Для врахування впливу масштабного ефекту на характеристики міцності виконано аналіз результатів випробувань зразків завтовшки 6 мм різної довжини (до 3,21 м) [8]. Аналіз кривих розподілу Вейбулу (рис. 4, *б*) показує, що результати описуються бімодальною апроксимацією, а відхилення від мономодального розподілу має місце як у бік збільшення для малих конструкцій, так і зменшення гарантованого рівня міцності для великих. Отримані результати показують доцільність випробування зразків, наближених за розмірами до реальних виробів, для підвищення достовірності прогнозу несівної здатності авіаційного скління. Статистичний аналіз кривих розподілу дозволив послідовно виділити групи критичних дефектів, технологічне усунення яких або застосування відбіркового приймального контролю дозволить підвищити гарантований рівень міцності склоелементів.

Методологія оцінки міцності термозміцненого скла. Технологія виробництва елементів авіаційного скління передбачає застосування термомеханічного оброблення та зміцнення для забезпечення їх міцності та довговічності в екстремальних умовах експлуатації. Аналіз основних стадій виготовлення електрообігрівного скління показує, що характеристики міцності та якості загартованих деталей контролюються недостатньо. Наслідком цього є недостатня ефективність зміцнення та руйнування електрообігрівного шару скла при експлуатації.

Методичні аспекти оцінки стану поверхні та рівня залишкових термічних напружень. Традиційно для визначення міцності загартованих деталей σ_{ts} приймають, що вона залежить від вихідної міцності скла до загартування σ_0 та рівня наведених при загартуванні напружень стиску σ_{rs}, які блокують просування

мікротріщин та розвиток дефектів скла при термосиловому навантаженні, якщо експлуатаційні напруження не перевищують σ_{rs} [9]:

$$\sigma_{ts} = \sigma_0 + \sigma_{rs}. \quad (1)$$

При цьому рівень σ_0 оцінюється при випробуванні спеціальних або стандартних зразків скла при згині. Така модель не враховує змін структури і дефектності поверхні скла під час виконання операцій загартування. За відсутності контролю фактичного рівня σ_{rs} оцінка міцності загартованих виробів відповідно (1) не дає достовірних результатів.

Реалізовано методику, яка передбачає врахування впливу технологічних факторів на обидві складові міцності загартованих виробів. На рис. 5 показано основні фактори, від яких залежить міцність термічно зміцнених пластин з листового скла.

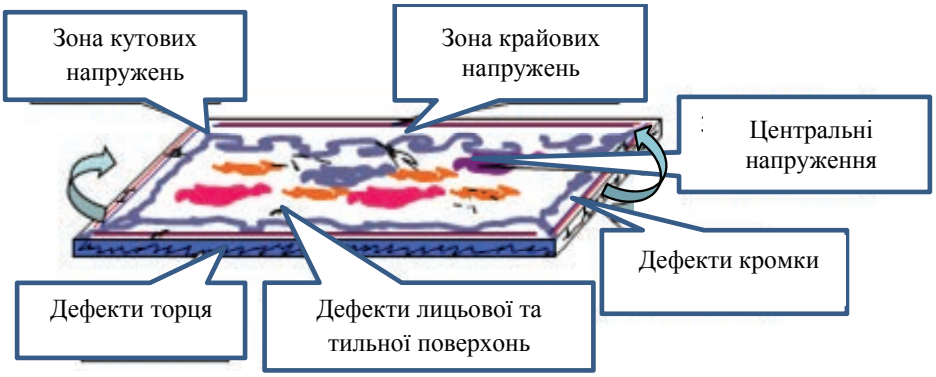


Рис. 5. Фактори, що впливають на міцність термічно зміцнених деталей з скла

Напруження стиску та дефекти поверхні розподіляються по деталі нерівномірно. Це показано у виді кольорових плям, які можна контролювати у поляризованому світлі полярископами-поляриметрами. Напруження стиску на краю та біля кутових точок є значно більшими, ніж у середині пластин за рахунок підвищеної інтенсивності повітряного охолодження. Крайові дефекти після механічної обробки деталей на шліфувально - полірувальних станках є більш глибокими і небезпечними, ніж дефекти обох поверхонь пластини на відстані від краю. В результаті інтенсивного нагріву і охолодження та за рахунок пошкодження поверхні деталей елементами конструкції печі, камери загартування та технологічних інструментів рівень дефектності поверхонь скла може змінюватися і опір руйнуванню σ_{fs} при напруженнях розтягу загартованих елементів може відрізнятися від вихідного рівня міцності σ_0. Розроблена методика враховує, що при експлуатаційному навантаженні елементів на згин існують дві стадії механічного стану згідно рівняння (2):

$$\sigma_{ts} = \sigma_{rs} + \sigma_{fs}. \quad (2)$$

Перша, коли напруження згину σ_b не перевищують рівня наведених при загартуванні напружень стиску σ_{rs}: $\sigma_b \leq \sigma_{rs}$. На цій стадії розкриття мікротріщин поверхневого шару скла немає. Головну роль відіграє рівень σ_{rs} та їх розподіл на краях і обох поверхнях середньої частини деталей. Друга стадія протікає за умови розтягу при згині: $\sigma_b > \sigma_{rs}$. При появі напружень розтягу опір руйнуванню цілком залежить від залишкового опору скла σ_{fs} в умовах згину, на який впливає характер і ступінь дефектності слабких і пошкоджених частин поверхні. Якщо σ_{fs} буде відрізнятися від σ_0, це буде впливати на рівень границі міцності загартованих елементів скління σ_{ts}.

У деталях авіаційного скла значення σ_{rs} можуть змінюватися у широкому діапазоні – від 20...30 МПа до 180...250 МПа. Типовими недоліками досліджень міцності та стану виробництва авіаційного скла є недостатня увага до контролю фактичного рівня параметрів σ_{rs} та σ_{fs}, який враховує вплив дефектів поверхні скла після загартування. Для повністю загартованого скла (FT скло) рівень σ_{rs} має бути не менше ніж 90 МПа. При σ_{fs}. = 40 МПа, згідно (2), границя міцності на згин має становити 130 МПа. Але внаслідок складності забезпечення оптимального режиму загартування σ_{rs} може коливатися у широкому діапазоні, а σ_{ts} становити 120...250 МПа. Характерним для руйнування пластин за такого рівня σ_{rs} є дрібна фрагментація і погана оптична прозорість, неприпустима для лобового скла кабіни пілотів. Необхідність

забезпечення прозорості в разі руйнування, потребує застосування термозміцненого скла (HS скло). У порівнянні із FT склом рівень σ_{rs} для HS скла у 1,5...2 рази менший. За міжнародними стандартами для контролю σ_{rs} передбачається застосування лазерних полярископів. Але достовірних результатів контролю σ_{rs} для авіаційного скла, виконаних відповідно до пункту В.1.2. стандарту EN 12150-2:2004, немає. Для оцінки рівня σ_{rs}, та σ_{fs} залежно від глибини і форми поверхневих мікротріщин був застосований метод фрактографії [11]. Для загартованих зразків типовою є специфічна картина руйнування біля джерела зламу – мікротріщини у виді «трикутної» дзеркальної зони, витягнутої уздовж поверхні. Розміри дзеркальної зони зменшуються при збільшенні ступеня загартування. Показано, що докритична стадія росту вихідної мікротріщини в FT склі на другій стадії навантаження є аналогічною встановленій для зразків скла у вихідному стані [11].

На основі даних випробувань і положень лінійної механіки руйнування оцінювали σ_{fs}

$$\sigma_{fs} = K_{Ic} / Y_1 \sqrt{b_1}, \quad (3)$$

де K_{Ic}= 0,5 МПа√м, як для вихідного листового скла; b_1 - граничне значення глибини b мікротрещини в фокусі руйнування на докритичній стадії росту; Y_1 - геометричний параметр мікротріщини, що залежить від її встановленої форми.

З використанням σ_{fs} оцінювали фактичний рівень σ_{rs} біля джерела руйнування

$$\sigma_{ts} = \sigma_{rs} - \sigma_{fs}. \quad (4)$$

Тоді границя міцності термічно зміцненого скла може бути визначена за рівнянням

$$\sigma_{ts} = \sigma_{rs} + K_{Ic} / Y_1 \sqrt{b_1}. \quad (5)$$

Методику відпрацьовано при випробуванні на 4-х точковий згин спеціальних і стандартних шліфованих і полірованих зразків у вихідному стані (рис. 6) та після загартування (рис. 7) відповідно до Євростандартів EN 12150-2:2004, EN 1288-3:2000. Результати порівняно з відомими даними по HS- та FT скла [7, 9].

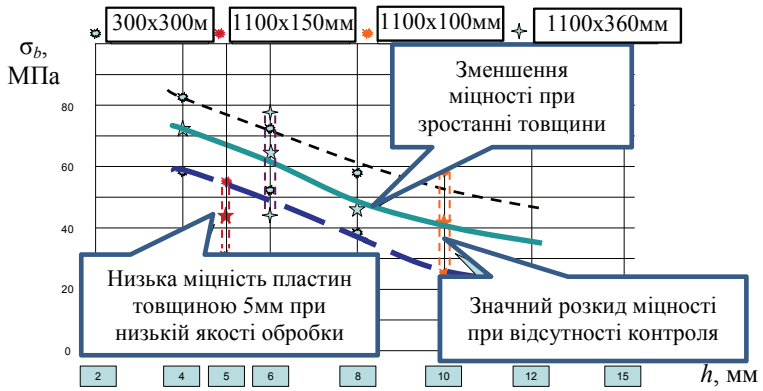


Рис. 6. Міцність на згин відпаленого скла в залежності від товщини пластин

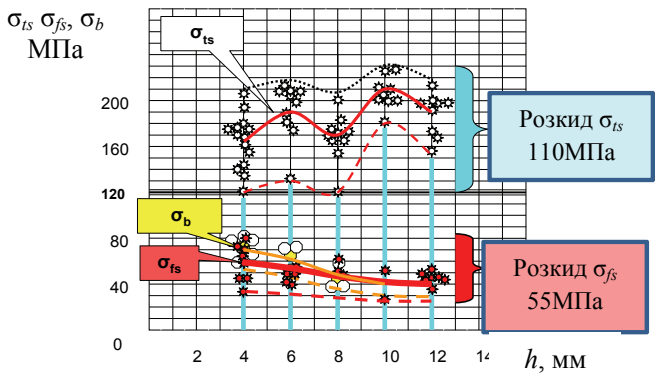


Рис. 7. Міцність відпаленого скла σ_b, залишковий опір руйнуванню σ_{fs} і міцність на згин σ_{ts} загартованого скла в залежності від товщини пластин

Встановлено закономірність зменшення міцності на згин при збільшенні товщини листового флоат скла (рис. 6). Низька якість обробки приводить до зменшення міцності.

Дослідження міцності термозміцнених елементів скління. Результати випробувань -міцність на згин σ_{ts} для пластин 1100 х 360 мм з FT-скла різної товщини та параметр σ_{fs} представлено на рис. 7. Аналіз кривої для компоненти σ_{fs} свідчить про її малий внесок в рівень міцності загартованого скла. Залишковий рівень міцності σ_{fs} був нижче, ніж міцність шліфованих і полірованих зразків відпаленого скла σ_b. Це є результатом додаткового підростання найбільших поверхневих мікротріщин під впливом термічної обробки і контактних умов при взаємодії з елементами печі загартування. Показано, що при інтенсивному загартуванні глибина мікротріщин збільшується в 3...5 разів.

В результаті зменшується залишковий опір руйнуванню σ_{fs}, і його нижня границя зменшується до 30МПа для скла завтовшки 4мм і до 20МПа для 12мм скла. Тому оцінка σ_{ts} по рівнянню (1) за результатами випробувань вихідного скла може приводити до помилкового визначення міцності і ресурсу деталей з термозміцненого скла. З результатів експериментальної оцінки міцності загартованого листового скла σ_{ts} (рис. 7), видно, що вони характеризуються значною нестабільністю (розкид 110 МПа).

Для пластин загартованого скла завтовшки 5 мм фактичний діапазон результатів становив 125.. 215 МПа. При середньому рівні σ_{ts} 180 МПа, розкид становить від -30 % до +20 %. З аналізу даних робіт [7,9] і отриманих результатів випливає, що нестабільність σ_{ts} визначається відхиленнями режимів загартування і є закономірною (рис. 8). Експериментальні значення для FT скла і HS скла завтовшки 4…19мм для 16 різних ліній загартування [9] відкладено у залежності від рівня напружень стиску σ_{rs}, які було проконтрольовано лазерним полярископом відповідно Євростандартам EN 12150-2:2004, EN 1288-3:2000. За основу прийнято середній рівень міцності скла у вихідному стані σ_0 = 64 МПа. Залежність середніх значень σ_{ts} від σ_{rs} (поз.1) відповідає рівнянню

$$\sigma_{ts} = 1{,}21\ \sigma_{rs} + \sigma_0 \qquad (6)$$

Внаслідок значного розкиду результатів мінімальні експериментальні значення міцності загартованого скла лежать суттєво нижче і можуть бути апроксимовані прямою, що визначає показану пунктиром нижню границю міцності HS – скла та FT-скла:

$$\sigma_{ts\ min} = 0{,}92\ \sigma_{rs\ min} + \sigma_{0\ min} \qquad (7)$$

де $\sigma_{ts\ min}$, $\sigma_{rs\ min}$ та $\sigma_{0\ min}$= 40 МПа є мінімальними значеннями результатів.

Отримані нами результати оцінки міцності загартованого скла 5 мм показано на рис. 8,поз. 2.

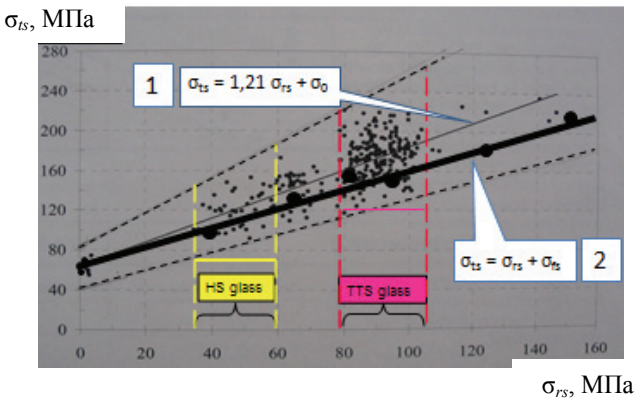


Рис. 8. Міцність на згин HS скла і FT-скла в залежності від σ_{rs}, виміряних приладом GASP [9] (поз. 1) та залежність міцності загартованого 5 мм скла (поз. 2)

Результати для скла товщиною 5мм показують, що визначений за даними фрактографічного аналізу рівень σ_{fs} загартованого скла внаслідок пошкодження при інтенсивному термічному обробленні знизився у порівнянні з вихідною міцністю до 58 % для мінімального значення і до 82...83 % для середнього та максимального. Рівень σ_{rs}, визначений за запропонованою методикою, на 16...25 % вище, ніж отриманий з застосуванням GASP. Для пластин з загартованого скла 5 мм середній рівень міцності становить 145 МПа, мінімальний рівень – 80 МПа і максимальний 165 МПа. Надмірний фактичний рівень напружень стиску σ_{rs} (до 180 МПа замість рекомендованих 80... 110 МПа) і високий розкид є причинами надлишкової міцності скла і великої дисперсії результатів (рис. 8, поз. 2).

На рис. 9 дано результати експериментальної оцінки за вище викладеною методикою залишкових напружень стиску σ_{rs} для загартованих пластин товщиною 4...12 мм. Очевидним є підвищення σ_{rs} при збільшенні товщини пластин. Для пластин товщиною 4 мм мінімальне значення σ_{rs} менше, ніж рекомендоване Євростандартами – 95 ± 15 МПа. Загальний розкид результатів зменшується при збільшенні товщини. Різниця між мінімальним та максимальним рівнем міцності для скла 4...6 мм – 75 МПа, а для пластин 10...12 мм зменшується до 50 МПа.

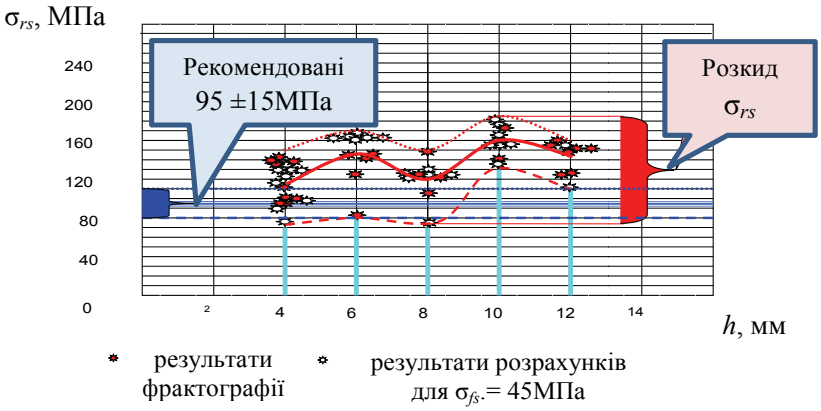


Рис. 9. Результати оцінки напружень стиску у пластинах загартованого скла

Оцінка довговічності при довготривалому циклічному та статичному навантаженні. Об'єкт випробувань - зразки скла товщиною 5 мм у вигляді пластин з розмірами 40х160 мм. Край зразків оброблявся алмазним шліфувальним кругом. Випробування проведено на машині Rumul Testtronic 50 kN по синусоїдальному циклу з коефіцієнтом асиметрії R ~ 0,05, резонансною частотою 100...200 Гц для зібраних в касету зразків та 60 ... 63 Гц для одиночних зразків скла товщиною 10 мм [11]. Випробування включали попереднє статичне навантаження, що на 5 МПа, перевищує амплітуду циклічної складової. Це виключало зазори між опорами і зразками та неконтрольовані динамічні навантаження. Рівень максимальних значень циклічних напружень, який має бути меншим величини границі статичної міцності на згин, отримано при початкових експериментах на машині ZD-4. Оригінальна схема одночасних касетних випробувань декількох зразків дозволила збільшити загальне зусилля при втомних випробуваннях до потрібного рівня (рис. 10), а також прискорити виявлення найбільш дефектних зразків з меншим рівнем міцності і скоротити терміни оцінки циклічної довговічності міцніших зразків. Ці переваги важливі з огляду на характерний для скла значний розкид результатів випробувань, а також на те, що при тривалих статичних випробуваннях довговічність зразків може відрізнятися на порядок і більше [11, 12].

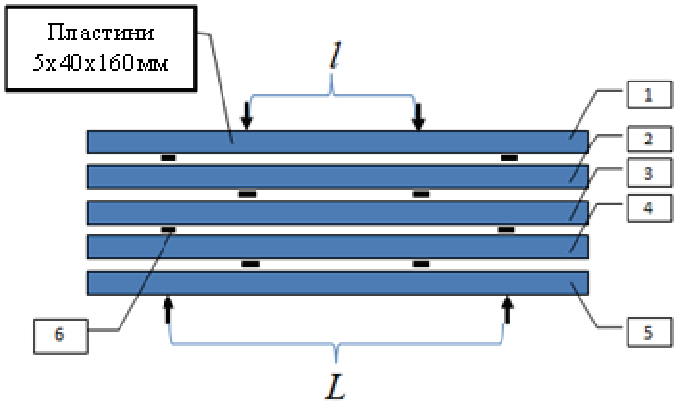


Рис. 10. Схема навантаження зразків скла 5 мм при касетних випробуваннях на машині Rumul Testtronic 50 kN : 1-5 - зразки; 6 – проміжні опори (L = 120 мм, l = 60 мм)

Результати випробувань. На рис. 11 наведені результати випробувань скла при циклічному згині. Прямі 1 і 2 виділяють знизу та зверху область значень границі міцності скла на згин від кількості циклів. Ця область умовно пов'язана з границею короткочасної міцності при касетних випробуваннях (кількість циклів N=1). При цих випробуваннях граничне навантаження було вище в 1.5...2 рази, ніж при втомних

тестах. Границя короткочасної міцності на згин скла товщиною 5мм була в межах 50...72МПа. Програма циклічних випробувань передбачала ступінчасте збільшення зусилля після досягнення заданого напрацювання так, щоб вийти на рівень близько 80 % від граничного напруження для «слабкого» зразка. З сумарного напрацювання при циклічних випробуваннях для побудови кривої втоми відібрано тільки цикли на ступінях навантаження, в яких рівень напружень був не менше 80 % від граничного максимального значення $\sigma_{макс}$ для «слабкого» зразка. Як параметр довговічності обрали загальну кількість циклів до руйнування при $\sigma_{макс}$ за умови

$$\sigma_ц > 0{,}8\ \sigma_{макс} \qquad (8)$$

Для порівняння окремими точками показано дані про напрацювання на останніх ступінях циклічного навантаження зразків, що потрапили в основну область експериментальних значень, обмежену прямими 1 і 2. Встановлено, що їх напрацювання в циклах виявилося приблизно на порядок менше, ніж повне напрацювання, і на рис. 9 ці результати помітно зміщені вліво. Таким чином, урахування напрацювання на попередніх щаблях циклічного навантаження за рівнянням (8) дозволяє істотно підвищити достовірність експериментальних кривих втоми скла. Результати напрацювання (понад 10^5 циклів) для найбільш міцних зразків наведені додатково на рис. 11. З урахуванням цих результатів максимальна кількість циклів становила $1{,}842 \times 10^6$. Границя витривалості при згині для листового 5 мм скла на базі 10^6 циклов, визначена за графіком, знаходиться в діапазоні 28 ... 44 МПа, середнє значення - 36МПа.

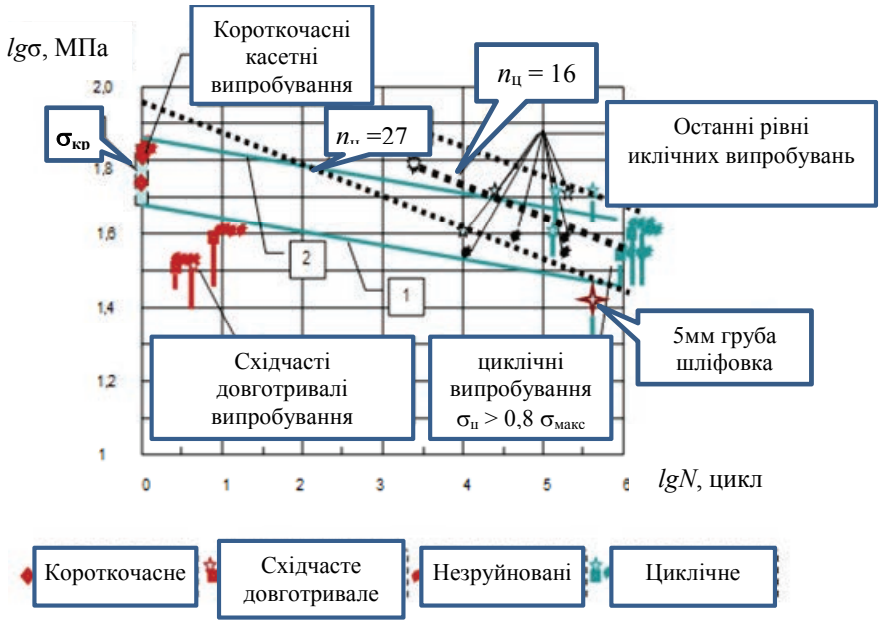


Рис. 11. Залежність міцності на згин листового скла від числа циклів при ступінчатому підвищенні зусилля при циклічних ті ступінчастих статичних випробуваннях. Криві 1 и 2 показують область результатів для листового скла 5 мм. Скло 10 мм (частота 60…63Гц) позначено зірочками ★ . Пунктиром дана уточнена крива циклічної втоми для скла 4 мм. Середні значення дано жирним пунктиром, нижня і верхня границі - тонким

Таким чином при циклічних випробуваннях границя витривалості склала 57 % від границі короткочасної міцності скла на згин. Зниження міцності за рахунок механізмів циклічної втоми становить 1,75 рази. На негативний вплив грубих технологічних дефектів обробки краю зразків скла вказують результати випробування групи зразків шліфованих грубозернистим кругом (показані виносною стрілкою), які лежать помітно нижче лінії 1. Крім зразків товщиною 5 мм, для порівняння з касетними випробуваннями при циклічному навантаженні були випробувані одиничні зразки скла з товщиною 10 мм (рис. 11, позначено зірочками). Загальна тривалість циклічних випробувань окремих зразків не перевищувала 5 годин. Для скла 5 мм при напрацюванні 10^6 циклів і середній частоті навантаження 100Гц вона становила 2,8 годин. При випробуванні з частотою 60Гц одиночних зразків скла з товщиною 10 мм максимальна тривалість навантаження досягала 4,6 годин.

Для оцінки загальної тривалості навантаження в діапазоні напружень, в якому інтенсивність росту мікротріщин за механізмами корозії під напруженням є високою, на гідравлічній машині ZD-4 були проведені повторно-змінні статичні випробування касет зразків скла товщиною 4 мм в режимі ступінчастого тривалого навантаження з поступовим підвищенням зусилля. На кожному рівні значення навантаження підтримували постійним протягом 15 хв. При руйнуванні зразка реєстрували максимальний рівень напружень і сумарну тривалість випробування. Загальна тривалість випробувань окремих зразків не перевищувала 2,5 години і була порівнянною з тривалістю циклічних випробувань. Результати випробувань із збільшеною тривалістю постійного зусилля в кожному циклі на рис. 11 позначені відповідним написом. За рівнем граничних напружень вони виявилися істотно нижче діапазону результатів при циклічних випробуваннях. Це вказує на те, що механізми росту мікротріщин під впливом корозії при постійному зусиллі реалізуються більш інтенсивно за рахунок збільшення тривалості перебування зразків під напруженнями, визначеному умовою (8) в порівнянні з циклічним навантаженням. Для підтвердження цього було проведено додатковий порівняльний аналіз результатів циклічних і тривалих статичних випробувань. Криві «статичної втоми» листового скла описуються рівнянням типу [5, 11, 12]

$$\sigma_{дл} = \sigma_Б \, (t_Б / t_{дл})^{1/n} \qquad (9)$$

де $\sigma_{дл}$ – границя довготривалої міцності, $t_{дл}$ -довговічність; $\sigma_Б$ – базове значення границі довготривалої міцності при базовій довговічності $t_Б$; n– параметр, що визначає нахил кривої довготривалої міцності в логарифмічних координатах. Для листового стекла $\sigma_Б$ приймали 60МПа (величина границі міцності при згині), $t_Б$= 10 с.

Приймаючи подібну залежність для оцінки границі $\sigma_ц$ від кількості циклів $\boldsymbol{N}_ц$, отримано

$$\sigma_ц = \sigma_{Бц} \, (\mathbf{N}_{Бц} / \mathbf{N}_ц)^{1/nц} \qquad (10)$$

де $\sigma_{Бц}$ – базове значення границя витривалості при базовому напрацюванні $\mathbf{N}_{Бц}$; $n_ц$ – параметр, що визначає нахил кривої втоми в логарифмічних координатах; для результатів циклічних випробувань скла 5 мм, значення параметра $n_ц = 27$.

Для уточнення параметра $n_ц$ та порівняння параметрів кривих при циклічному і статичному навантаженні запропоновано для розглянутих результатів прийняти $N_{Бц}$ таким, щоб тривалість перебування під циклічном навантаженні з виконанням умови (8) була порівнянною з $t_Б$ при статичних випробуваннях. Для визначення $N_{Бц}$ записали

$$\mathbf{N}_{Бц} = t_Б f \qquad (11)$$

де f – частота циклічного навантаження.

З урахуванням того, що для касетних випробувань зразків товщиною 5 мм f=100 Гц, а при тривалих статичних випробуваннях $t_Б$ = 10 с, отримали параметр $\boldsymbol{N}_{Бц}= 10^3$ циклов. У рівнянні (10) для результатів циклічних випробувань листового скла 5 мм (рис. 11), може бути прийняте уточнене значення параметра $n_ц = 16$, яке є близьким до параметру n для статичних довготривалих випробувань.

Висновки

1. На основі методів експериментальної механіки крихких матеріалів розвинуто методологію оцінки конструкційної міцності скла з урахуванням дефектності та рівня пошкодженості поверхневого шару елементів скління кабін пілотів.

2. Розроблено комплекс методів оцінки впливу технологій термомеханічної обробки і зміцнення скла на міцність елементів скління, а також оцінки довговічності при статичному і циклічному навантаженні

3. Отримано результати експериментальної оцінки впливу конструкційних і технологічних факторів та умов навантаження на міцність елементів електро-обігрівного авіаційного скління, необхідні для вдосконалення конструкційних і технологічних рішень щодо підвищення його ресурсу.

1. *Makoff J.* Mid-flight windshield crack diverts plane to Billings / KTVQ, http: // www.ktvq.com/news/mid-flight-windshield-crack-diverts-plane / Oct 29 – 2011.
2. *Інформація* про екстрену посадку літака внаслідок розтріскування скла кабіни пілотів http: // news.travel.aol.com/2010/11/19/delta-plane-makes-emergency-landing-due-to-cracked-windshield/ – 2010.
3. *The Aviation* Gerald/ Report: Korean Air A333 near Seul on Nov 3th 2009, cracked windshield // http: // avherald.com/h?article=43e4eadc. – 2011.

4. *Вироби* ТСК 008.01.000, ТСК 008.01.000-01, ТСК 008 У.01.000, ТСК 008У.01.000-01. Технічні вимоги ТУ У 26.1-31106219-001-2001. – Українська державна корпорація «Укрбудматеріали». - 2001. – 30 с.
5. *Прочность* неметаллических материалов / Г.А. Гогоци, Ю.М. Родичев // Прочность материалов и конструкций. Под ред. В.Т. Трощенко. – К.: Академпериодика, 2005. – С. 929-992.
6. *Veer F.A*. The structural strength of glass; hidden damage / F.A.Veer, Yu. M Rodichev // Проблемы прочности. – 2011. – № 3. – С. 93 – 109.
7. *Стекло*. Справочник. Под ред. Н.М. Павлушина. // Аппен А.А., Асланова М.С., Амосов Н.М. и др..-М., МХТИ им. Менделеева. - Стройиздат, 1973. – 487 с.
8. *Родичев Ю.М*., Оценка гарантированного уровня прочности неоднородно дефектных хрупких материалов на основе анализа особенностей статистического распределения / Ю.М. Родичев, А.А. Шабетя // Технологические системы. – 2015. – № 1. – С. 94 – 102.
9. *Schiavonato M., Mognato E., Redner A.S*. Stress measurement, fragmentation and mechanical strength // Proceedings of International Conference «Glass Processing Days 2005». - Tampere, Finland, 2005. – P. 92 – 95.
10. *Rodichev Yu*. Assessment and Management of Strength and Durability of Composite Glass Elements // Proc. of Int. Conf. Challenge Glass 2. Architectural and Structural Applications of Glass. – 2010. – TU Delft. – P.351 – 362.
11. *Родичев Ю.М*. Дефекты поверхности и прочность листового стекла при циклическоми длительном статическом нагружении // Проблемы прочности. – 2015.– № 2. – С. 101 – 115.
12. *Veer F. Rodichev Yu*. Corrosion effects on soda lime glass // Proc. of Challenge glass 2.- 2010.-TU Delft, Netherlands, 2010. – P. 385-393.

Р О З Д І Л 2

Розробка методів і нових технічних засобів неруйнівного контролю та діагностики стану матеріалів і виробів тривалої експлуатації

Керівник розділу – академік НАН України З.Т. Назарчук

У 2013–2015 рр. за розділом № 2 програми «Ресурс» виконували роботи, спрямовані на розроблення методів і нових технічних засобів неруйнівного контролю та діагностики об'єктів тривалої експлуатації переважно в енергетичній і транспортній галузях. Розділ включає 10 проектів, роботи над якими вели колективи науковців та інженерів із п’яти інститутів Національної академії наук України. Для проектів розділу характерною ознакою є практична спрямованість, що підтверджується створенням конкретних методик діагностування і розробленням відповідних приладів та систем для їх реалізації. Хід виконання проектів контролювали заслуховуванням щорічних звітів керівників проектів на спеціалізованому семінарі з участю керівництва програми «Ресурс». Нижче наведено короткий огляд отриманих результатів.

Для енергетичної галузі. Розроблено і впроваджено у дослідну експлуатацію систему ЕМА-3.9 безперервного акустико-емісійного (АЕ) моніторингу паропроводів гарячого перегріву пари енергоблоку № 1 Київської ТЕЦ-6 (керівник проекту – д-р техн. наук А.Я. Недосєка). Досліджено акустичні та високотемпературні АЕ властивості матеріалу паропроводів. Розроблено методику, яка дозволяє на основі даних АЕ в реальних умовах експлуатації конструкцій у будь-який момент часу і незалежно від обсягу напрацювання і коливань температури визначати руйнівне навантаження матеріалу. Прогнозоване системою АЕ моніторингу руйнівне навантаження визначається з достатньою для практики точністю. З метою забезпечення часового запасу при прийнятті рішення щодо стану контрольованого об’єкта для прогнозування руйнівного навантаження встановлено коефіцієнти, що визначаються системою моніторингу автоматично залежно від ступеня небезпеки у матеріалі деструктивних процесів, що розвиваються. Впроваджена технологія АЕ моніторингу дозволяє визначити координати ділянок об’єкту контролю з мінімальним значенням руйнівного навантаження. Віддалений доступ дозволяє за допомогою мережі Інтернет виконувати авторський нагляд за роботою системи. Дана робота буде продовжена у 2016–2017 р.р. Передбачається провести доопрацювання обладнання та математичного забезпечення АЕ системи ЕМА-3.9 з метою її застосування при безперервному моніторингу барабана котла ТГМ-96 на Київській ТЕЦ-5.

Для оперативної або періодичної оцінки вібростану допоміжного устаткування енергоблоків та інших роторних агрегатів розроблено мобільний вимірювально-діагностичний комплекс на базі нетбука (керівник проекту – д-р техн. наук М.Г. Шульженко). Комплекс можна застосовувати для діагностики енергетичних і транспортних агрегатів тривалої експлуатації. В процесі розробки даного комплексу створено спеціальне методично-програмне забезпечення, розроблено алгоритм цифрової корекції амплітудно-частотної характеристики, що дозволило розширити частотний діапазон (3-1000 Гц) вимірювання віброшвидкості, та технологію цифрової обробки частотно-модульованих сигналів датчиків для компенсації температурної похибки вимірювання (-30 – +125 °С). Проведено державну метрологічну атестацію вимірювальних каналів діагностичного комплексу. Комплекс використано для діагностування вібростану роторного обладнання на декількох електростанціях України. Зокрема, проведено оцінку вібростану турбоагрегатів потужністю 300 МВт і 200 МВт та димаря енергоблоку потужністю 300 МВт. На основі аналізу отриманих даних визначено фактори, які викликають підвищену вібрацію опор. Визначено причини підвищеної вібрації турбоагрегатів та розроблено пропозиції щодо зниження її рівня. Створений у процесі виконання цієї роботи вимірювач вібрацій із смуговим спектроаналізатором «ИВПА-07» використовується персоналом Харківської ТЕЦ-5 для періодичного контролю вібраційного стану турбоагрегатів.

Розроблено вихрострумову апаратуру для дефектоскопії котлоагрегатів ТЕЦ, комунальних котелень та трубопроводів теплоносія високого тиску, яка дозволяє отримати фотореалістичне зображення магнітного образу досліджуваної поверхні (керівник проекту – д-р фіз.-мат. наук С.В. Черепов). Створено математичну модель для розрахунку амплітуди та конфігурації магнітних полів біля структурних при поверхневих дефектів у металах та у навколишньому просторі, які виникають при обтіканні дефектів вихровими струмами.. Розроблено і виготовлено конструкції вихрострумових сенсорів для дефектоскоп з урахуванням розподілу магнітного поля та виготовлено блок відповідного багатоканального сканера. Розроблено принципові схеми вузлів формування зондуючого сигналу, підсилення сигналу сканера і вузла реєстрації. Проведено тестування дефектоскопа в режимі проходження аналогових сигналів у комплексі з багатоканальним сканером. Завдяки застосуванню запатентованих технічних рішень розроблений

багатоканальний дефектоскоп для неруйнівного контролю котлоагрегатів ТЕС та труботроводів високого тиску має збільшений динамічний діапазон та чутливість.

Для транспортної галузі (включаючи автодорожній і трубопровідний, авіаційні і ракетно-транспортні системи). Розроблено концепцію побудови 32-канальної системи АЕ моніторингу об'єктів тривалої експлуатації чи підвищеної небезпеки (керівник проекту – чл.-кор. НАНУ В.Р. Скальський). Обґрунтовано конструкційну компоновку системи, проведено оцінку її надійності, розраховано умови забезпечення теплових режимів та технологічності виготовлення. Запропоновано виконання системи у вигляді блочної конструкції, яка найкраще задовольняє умови технологічності її виготовлення та зручності в експлуатуванні. Вибрана елементна базу та конструкції окремих блоків системи забезпечують необхідний тепловий режим в умовах тропічного клімату. Виготовлено комплект конструкторської документації, промакетовано окремі вузли системи, розроблено та відлагоджено програмне забезпечення сигнального процесора та програмованої логіки. Проведено лабораторні випробування системи. У 2016–2017 буде виготовлено варіант системи для АЕ моніторингу ємностей для зберігання ракетного палива об'ємом до 120 м^3.

Створено перше вітчизняне обладнання (діагностичні комплекси Універсал-1П і Універсал-2П) для безсканівного низькочастотного ультразвукового контролю (УЗК) стану технологічних трубопроводів та інших протяжних об'єктів (керівник проекту – д-р техн. наук В.О. Троїцький). Суттєвою перевагою методу, який реалізує технологію інтегральної дефектоскопії, над традиційними методами УЗК є далекодійність. Він може застосовуватися при швидкому експрес-контролі загального стану трубопроводів відразу після їх монтажу, для формування первинної дефектограми, а також при наступному моніторингу ресурсу і створенні інформаційної бази. До додаткових переваг методу відносяться велика швидкодія і виявлення великих уражень, які впливають на безпеку функціонування об'єкта контролю. Системи неруйнівного контролю на основі методу безсканівного низькочастотного УЗК є найбільш ефективними для моніторингу загального стану протяжних об'єктів у місцях, де інші методи є непридатними, наприклад: в місцях перетину трубопроводами автошляхів і залізничних колій, при проходженні трубопроводів через стіни і інші перешкоди, при необхідності контролю кріогенних трубопроводів, трубопроводів підвищеної температури, а також трубопроводів та інших протяжних конструкцій (сваї морських платформ) в акваторіях рік і морів. Розроблені діагностичні комплекси дозволяють визначати стан найбільш розповсюджених трубопроводів діаметром до 630 мм. Здійснено випробування та проведено їх адаптацію до застосування у виробничих умовах. Встановлено, що розроблена апаратура забезпечує підвищену чутливість до коррозійно-ерозійних пошкоджень. Експерименти з трубами різного сортаменту підтвердили високу здатність до виявлення дефектів, якщо глибина ураження стінки більша 5 % від її товщини, а площа є співмірною з товщиною. Верифікацію результатів низькочастотного УЗ-контролю здійснювали методами ФЛЕШ-радіографії, магнітопорошковим і високочастотним УЗ-контролем. Розроблені комплекси безсканівного низькочастотного УЗК-контролю за своїми основними технічними характеристиками, такими як дальність контролю та точність визначення відстані до дефектів відповідають кращим зарубіжним аналогам.

На основі аналізу стохастичних коливань у вигляді взаємозв'язаних періодично корельованих випадкових процесів створено мобільну багатоканальну вібродіагностичну систему ПУЛЬС (керівник проекту – д-р фіз.-мат. наук І.М. Яворський). Система призначена для відбору та опрацювання вібраційних сигналів обертових механізмів з метою виявлення дефектів на ранніх стадіях їх зародження, для попередження аварійних ситуацій на турбогенераторах, нафтоперекачувальних станціях, бурильних установках, для діагностики тіл обертання, електродвигунів, газоперекачувальних агрегатів, портальних кранів, електрогенеруючих установок і т.п. Вона дає можливість реєструвати сигнали до 5 МГц при одноканальному, 2.5 Мгц при дво- та 1.25 Мгц при чотириканальному варіантах відбору вібраційних сигналів. Система може здійснити попередню обробку вібраційних сигналів у реальному часі з можливістю їх зберігання. Програмно-алгоритмічне забезпечення системи ПУЛЬС дозволяє здійснювати взаємокореляційний і взаємоспектральний аналіз періодично нестаціонарних вібраційних сигналів, у тому числі для обчислення введених функцій когерентності двох типів. Перша з них є загальною характеристикою пов'язаності властивостей нестаціонарності сигналів і визначає ступінь корельованості гармонічних складових. Друга – характеризує кореляційні зв'язки між випадковими процесами. Оскільки

поява дефектів супроводжується нелінійними ефектами, то використання цих величин дозволяє розділяти джерела дефектів, а їх частотні залежності – встановлювати їх типи. Використання покомпонентної функції когерентності дозволяє аналізувати дефекти, які виникають у підшипникових вузлах машин і механізмів. Вібродіагностичну ситему ПУЛЬС застосовано при обстеженні технічного стану таких промислових об'єктів України як газоперекачувальний агрегат ГТ-6-750 ПАТ «УКРТРАНСГАЗ» (с.м.т. Комарно, Львівська обл.), редуктори вугільних конвейєрів на державному підприємстві «Морський торговий порт «Южний». Систему можна застосувати для діагностики зубчастих передач, підшипникових вузлів, валів великих механічних систем, підземних комунікацій та для ідентифікації джерел вібраційних коливань.

Для моніторингу стану стінок та оболонок елементів конструкцій в енергетиці, нафтогазовій і авіакосмічній галузях та на транспорті з метою прогнозування їх корозійного зношування, оцінювання ступеня деградації матеріалу та інших структурних пошкоджень під час експлуатації, виявлення дефектів типу тріщин створено високоефективні засоби вихрострумового контролю (керівник проекту – д-р техн. наук А.Я. Тетерко). Запропоновані методи нелінійної обробки відгуку вихрострумових перетворювачів, що базуються на побудові нових ефективних за точністю та продуктивністю обчислень функцій зворотного перетворення системи «вихрострумовий перетворювач – об'єкт контролю», дозволяють реалізувати роздільний одночасний контроль товщини оболонки, питомої електропровідності матеріалу і товщини захисного діелектричного покриття і на основі цього прогнозувати ресурс об'єктів тривалої експлуатаці. Для діагностування стану елементів конструкцій за даними вихрострумового контролю розроблено нові типи вихрострумових перетворювачів, які характеризуються високою чутливістю і завадостійкістю, та запропоновано методології контролю ступеня деградації матеріалу елементів конструкцій літаків та контролю тріщин у різьбових з'єднаннях нафтогазового обладнання. На цій основі вдосконалено технологію моніторингу ступеня локальної деградації авіаційних сплавів під час тривалої експлуатації літаків ДП «Антонов».

Розроблено та виготовлено діючий зразок георадару для моніторингу технічного стану підповерхневої частини інженерних споруд (керівник проекту – д-р фіз.-мат. наук С.О. Масалов). Шляхом покращення його енергетичних характеристик досягнуто збільшення глибини зондування і роздільної здатності, а удосконалення алгоритмів обробки результатів радіолокаційних вимірювань дозволило підвищити якість відображення отримуваної георадіолокаційної інформації. Це було досягнуто за рахунок застосування аналогового накопичення і використання антенної системи з глибокою розв'язкою між передавальним та приймальним модулями. Проаналізовано можливості методів обробки результатів зондування: гомоморфної ідентифікації границь розділу шаруватих середовищ, послідовного визначення товщини шарів дорожнього покриття, мікрохвильової томографії та визначено перспективність використання кожного з них для вирішення конкретних завдань підповерхневої радіолокації. Здійснено оптимізацію надширокосмугової імпульсної передавально-приймальної антенної системи, розроблено та досліджено функціонування і характеристики циклічної цифрової лінії затримки з розширеним до 200 нс діапазоном затримок, досліджено вплив тривалості вибірки та аналогового накопичення на характеристики стробоскопічного перетворювача, визначено методи оптимізації та параметри змішувача, які забезпечують найбільш широкий робочий діапазон частот приймача, та зменшення рівня шумів внаслідок накопичення. Запропоновано та досліджено спосіб виявлення підповерхневих тріщин у монолітних блоках. Розроблений георадар є базовим елементом пересувної лабораторії для моніторингу стану доріг та мостів, яка здатна здійснювати контроль у процесі переміщення з швидкістю транспортного потоку.

Створено комплекс технічних засобів (акустичний генератор, випромінювач, інтерферометр, надвисокочастотний (НВЧ) давач, вузол кріплення лазера, юстувальні вузли світлоподільника та опорного дзеркала, вузол кріплення проектуючого об'єктива) та програмне забезпечення для надвисокочастотної та оптико-акустичної діагностики композитних елементів конструкцій авіакосмічної техніки (керівник проекту – д-р техн. наук Л.І. Муравський). Комплекс включає надвисокочастотнийо (НВЧ) рефлектометр міліметрового діапазону довжин хвиль та оптико-акустичний інтерференційний корелятор (ОАІК) для виявлення у реальному часі розшарувань та інших внутрішніх дефектів у композитах. Проведено дослідження способу імпульсного освітлення в схемі ОАІК та показано його ефективність під час

виявлення дефектів у композитних матеріалах. Досліджено особливості ультразвукового збудження до композитного зразка за різних частот ультразвуку та здійснено макетування акустичного випромінювача. Розроблений акустичний генератор дає змогу реалізувати різні алгоритми одержання даних спекл-інтерферометрії. Проведені експерименти з виявлення дефектів у композитних зразках у місцях клепаних з'єднань показали високу достовірність виявлення місць зминання біля отворів. Розроблено та виготовлено НВЧ давач для виявлення внутрішніх дефектів у композитних структурах та проведено його випробування. Розроблено принципову електричну схему та виготовлено блок живлення генератора НВЧ давача. Проведено сканування зразків склопластикової чарункуватої структури (антенний обтікач літака) і побудовано радіохвильові зображення її поверхні. Проведено аналіз дефектних і бездефектних ділянок; виявлено ознаки дефектів типу «непроклей» верхнього листа до чарункуватого заповнювача та відшарування верхнього листа від заповнювача. Показано придатність радіохвильового НВЧ методу для неруйнівного контролю таких структур. Виготовлено діючий зразок двокоординатної системи позиціонування НВЧ давача, відлагоджено алгоритми її функціонування, відпрацьовано процеси синхронізації вимірювання і переміщення НВЧ давача. У 2016 – 2017 рр. буде завершено налагодження алгоритмів роботи ОАІК, здійснено його випробування на зразках композитних матеріалів та розроблено методики виявлення внутрішніх дефектів. Планується випробування розробленого комплексу технічних засобів надвисокочастотної та оптико-акустичної діагностики у виробничих умовах на ДП «АНТОНОВ» та ДП «КБ Південне».

Розроблено і виготовлено зразки компактної апаратури типу БВС-К та ВПП-М для безконтактних діагностичних обстежень підземних трубопроводів (керівник проекту – д-р техн. наук Р.М. Джала). Ця апаратура дозволяє здійснювати оперативний контроль стану протикорозійного захисту для запобігання пошкоджень трубопровідного транспорту та продовження його ресурсу. В її основу покладено принципи безконтактного вимірювання струмів та контактного вимірювання потенціалів. Для визначення координат місця вимірювання прилади укомплектовані модулем GPS. Використання сучасної елементної бази та спеціально розробленого програмного забезпечення дозволило автоматизувати роботу апаратури, розширити її функціональні можливості і покращити експлуатаційні характеристики. Запропонований метод і пристрій для вимірювання електричного поля підвищеної завадостійкості дозволяють суттєво розширити можливості діагностування протикорозійноного захисту підземних трубопроводів. Проведено натурні випробування зразків апаратури БВС-К та ВПП-М на трасах підземних магістральних газо- і нафтопроводів, за результатами яких відлагоджено програми їх мікроконтролерних блоків управління. Розроблено технічний опис та інструкції до експлуатації апаратури БВС-К та ВПП-М. У 2016 – 2017 рр. буде здійснено метрологічні дослідження та метрологічну атестацію апаратури БВС-К та ВПП-М, підготовлено технічну документацію для її серійного виготовлення та здійснено впровадження на підприємствах трубопровідного транспорту (УМГ «Львівтрансгаз» (ПАТ «Укртрансгаз»), ПАТ «Львівгаз», МКП «Львівводоканал» та у Львівскому відділенні «Полтавагазвидобування»).

В результаті виконання проектів розділу № 2 програми «Ресурс» у 2013 – 2015 рр. отримано важливі прикладні результати, які у вигляді нових технічних засобів контролю та методик впроваджено для діагностування поточного стану об'єктів тривалої експлуатації та оцінювання їх експлуатаційного ресурсу. З результатами виконання проектів, які завершені у 2015 році, можна ознайомитися у статтях, представлених у розділі 2 цього збірника.

ПРОЕКТ 2.1

Впровадження системи безперервного акустико-емісійного моніторингу на високотемпературних елементах енергетичного обладнання

О ПРИМЕНЕНИИ АЭ ТЕХНОЛОГИИ ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ МОНИТОРИНГЕ ТРУБОПРОВОДОВ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ КОМПЛЕКСОВ, РАБОТАЮЩИХ ПРИ ВЫСОКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Б.Е. ПАТОН[1], **Л.М. ЛОБАНОВ**[1], **А.Я. НЕДОСЕКА**[1], **С.А. НЕДОСЕКА**[1], **М.А. ЯРЕМЕНКО**[1], **Ю.И. ГЛАДЫШЕВ**[2], **А.В. БЫЧКОВ**[2], **А.М. ГАЙДУКЕВИЧ**[2]

([1]ИЭС им Е.О. Патона НАНУ Украины;
[2]ПАТ Киевэнерго)

Рассмотрены вопросы применения на основе метода акустической эмиссии (АЭ) непрерывного мониторинга трубопроводов горячего промперегрева пара в процессе эксплуатации с прогнозированием разрушающей нагрузки. Проанализированы возможности внедрения АЭ метода для непрерывного мониторинга паропроводов энергоблока № 1 киевской ТЭЦ-6.. Исследованы акустические свойства материала паропроводов. Проведены предварительные АЕ высокотемпературные исследования материала паропроводов. Выполнены монтаж и испытания системы непрерывного АЭ мониторинга, запуск ее в режим опытной эксплуатации, коррекция настроек на основе полученных результатов измерений. Показано, что прогнозируемая системой непрерывного АЭ мониторинга разрушающая нагрузка определяется с достаточной для практики точностью. Представлена схема контроля и особенности практического применения системы.

Ключевые слова: *акустическая эмиссия, непрерывный мониторинг, трубопровод, эксплуатация, высокая температура, прогноз, разрушение*

Трубопроводы, работающие в условиях высоких температур, являются промышленными объектами повышенной опасности. В процессе эксплуатации металл, из которого они изготовлены, накапливает повреждения, которые вызваны, в частности, нарушением эксплуатационных режимов, изменяющимися нагрузками, коррозионными и химическими процессами и рядом других факторов. Как правило, прямой зависимости между сроком эксплуатации трубопровода и степенью его поврежденности не существует, достаточно трудно также разделить поврежденность, вызванную действием каждого из определяющих факторов. В связи с этим наиболее перспективной представляется интегральная оценка поврежденности материала, без детализации факторов, вызвавших повреждения, главной задачей которой является предотвращение аварий. Независимо от причин возникновения аварий, их последствия могут быть весьма серьезными, поэтому для обеспечения надежной эксплуатации конструкций становится актуальным непрерывный контроль работоспособности и ее прогнозирование на период времени, необходимый для предотвращения опасности.

Это во многом объясняется тем, что расчеты несущей способности конструкций и конструктивных элементов, обеспечивающие достаточную эксплуатационную их надежность, затруднены по ряду причин, важнейшими из которых являются:

- недостаточная изученность, неполнота либо недостоверность исходных данных для выполнения расчетов;
- сложность, а чаще невозможность оперативного получения в процессе эксплуатации данных о текущем состоянии конструкций, особенно при сложном нагружении;
- опасность, а иногда и невозможность проведения экспериментов с целью определения несущей способности;
- недоступность в некоторых случаях объектов с целью проведения надежного неразрушающего контроля.

Вследствие этого в любой, даже прошедшей текущие испытания, конструкции существуют проблемные области, обоснование эксплуатационной надежности которых, особенно после длительной

© Б.Е. ПАТОН, Л.М. ЛОБАНОВ, А.Я. НЕДОСЕКА, С.А. НЕДОСЕКА, М.А. ЯРЕМЕНКО, Ю.И. ГЛАДЫШЕВ, А.В. БЫЧКОВ, А.М. ГАЙДУКЕВИЧ, 2015

эксплуатационной наработки, является достаточно сложным, а иногда просто невозможным.

Эффективным средством для решения задачи обеспечения эксплуатационной надежности конструкций является создание информационно-измерительных систем, позволяющих оценить ее еще на стадии испытаний в условиях предстоящей эксплуатации, а также контролировать работоспособность этой конструкции непосредственно в процессе работы.

Современное развитие средств вычислительной техники, радиоэлектроники, прикладной математики, техники испытаний, науки о прочности материалов и механики сплошной среды позволяют на достаточно высоком уровне решить задачу непрерывного контроля работоспособности конструкций в процессе эксплуатации.

Для работы информационно-измерительных систем необходимо регулярное получение оперативных данных, прежде всего, о состоянии узлов конструкции и различного рода дефектов, которые накапливаются при эксплуатации. При наличии данных о конструкции и соответствующей обработки этой информации можно оценивать ее несущую способность оперативно, в реальном режиме времени. Это, в частности, дает возможность получить большие технические и экономические выгоды в тех областях техники, где из-за незнания истинных эксплуатационных нагрузок, истинного состояния материала конструкции, изменяющегося в процессе ее эксплуатации, могут возникнуть существенные ошибки при назначении рабочих параметров.

В настоящее время достаточно широко применяются автоматические системы управления на основе наблюдения за ходом технологических процессов, связанных с переработкой, получением или использованием в энергетических циклах тех или иных продуктов. В тоже время, контролю состояния конструкций, используемых для осуществления этих процессов, внимания уделяется значительно меньше. Как правило, оценка работоспособности конструкции проводится при регламентированной остановке процесса производства, с выполнением ряда технологических операций по обеспечению технической возможности контроля. Чаще всего провести 100-процентный контроль конструкции не удается из-за чрезвычайно большого объема и стоимости работ, связанных с его выполнением. Как правило, для контроля выбираются лишь отдельные участки, которые не всегда соответствуют наиболее поврежденным местам конструкции.

Для решения задачи контроля конструкций может быть с успехом использован метод акустической эмиссии (АЭ), возникающей в материалах при критическом сочетании некоторых факторов воздействия, приводящим к появлению или развитию дефектов. Особенностью метода является возможность контролировать состояние материала на больших расстояниях от мест размещения датчиков, выполнять малым числом датчиков контроль крупных промышленных объектов, в том числе сложной геометрии и на участках, доступ к которым затруднен (подземных, покрытых изоляцией). Рассмотрим, как можно применить и какие получить результаты с использованием метода АЭ при непрерывном контроле высокотемпературных узлов тепловых станций.

Как известно, разрушение материалов энергетических установок, работающих в условиях ползучести при высоких температурах, характеризуется возникновением и развитием на границах зерен сначала микротрещин, затем постепенным превращением их в поры с последующим слиянием пор и образованием магистральной трещины, приводящей к разрушению материала [2-7, 9, 16].

На рис. 1 представлен график накопления пор в процессе эксплуатации стали 12Х1МФ, достаточно широко применяемой в системах трубопроводов тепловых станций.

График показывает, что чем больше приближается время эксплуатации к критическому (t_k), тем большее количество образуется в металле пор, которые, соединяясь, в конечном счете образуют магистральную трещину. Изменение рабочей температуры в рассмотренных авторами пределах [3] незначительно влияет на механизм порообразования. В то же время, величина относительного изменения удлинения стали 12Х1МФ зависит от температуры и чем выше рабочая температура, тем выше относительное удлинение.

Испытание материалов с применением метода АЭ показало, что образование и слияние пор в процессе разрушения материала при высоких температурах происходит так же дискретно, как и при нормальных. На рис. 2 представлен график испытания стали 15Х1М1Ф при температуре 560 ^{0}С. График демонстрирует явно выраженный дискретный характер развития процесса разрушения материала при этой

температуре. Исследования разрушения материалов при растяжении в диапазоне температур 350-915 ^{0}C показал те же результаты.

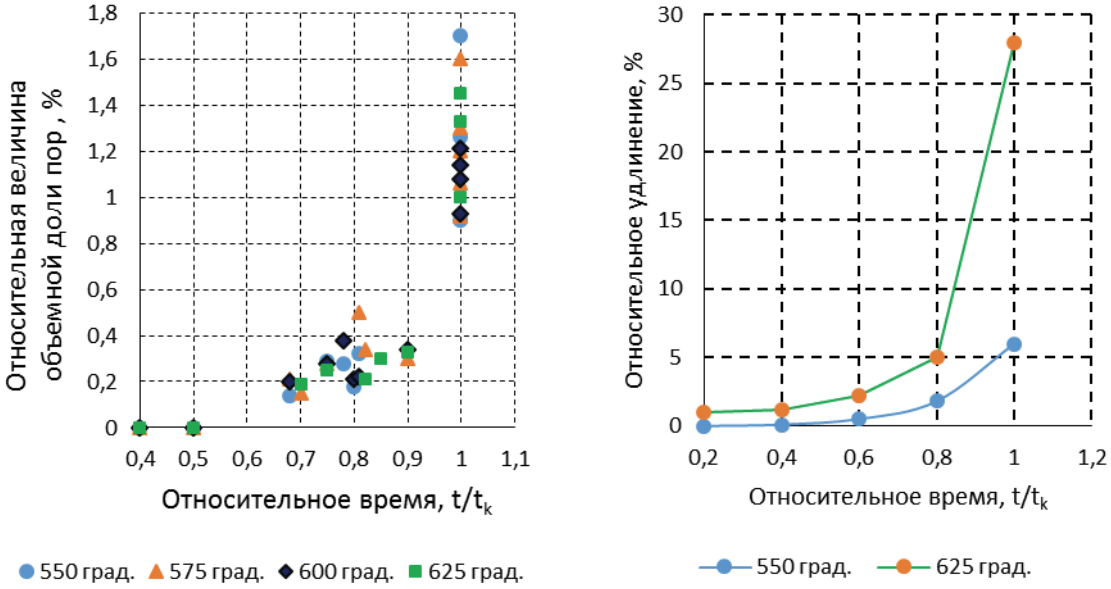


Рис. 1. Повреждаемость порами при ползучести и ползучесть стали 12Х1МФ [3]

Следовательно, методика АЭ контроля может быть использована и при оценке состояния материалов, работающих при высоких температурах [8, 12-14]. На графике рис. 2: Р - растягивающая образец нагрузка (синяя кривая), А - амплитуда АЭ сигналов, возникающих при разрушении материала (зеленая) и Rt – АЭ параметр «райс тайм», характеризующий «жесткость» процесса разрушения (розовая). Из графика видно, что с ростом нагрузки интенсивность разрушения материала и его жесткость изменяются в широких пределах. Это говорит о явно выраженном дискретном характере разрушения и о влиянии на него постоянно изменяющегося упрочнения материала [10].

Изложенные выше соображения в полной мере относятся к материалам труб, и в частности паропроводов, работающих в условиях высоких температур, в частности, на предприятиях теплоэнергетического комплекса. Проводимые в последнее время исследования показали возможность и эффективность применения метода АЭ в условиях высоких температур, в том числе промышленного применения на действующих трубопроводах тепловых станций.

Первичным в цепи этапов обеспечения надежности конструкций и оборудования в процессе эксплуатации должен служить их непрерывный мониторинг, получение непрерывного потока информации об их состоянии. С учетом позитивных результатов предварительно проведенных исследований и уже имеющегося опыта промышленного применения и существующей методики контроля [1, 18, 19], было принято решение о создании системы непрерывного АЭ мониторинга трубопровода горячего промперегрева пара киевской станции ТЭЦ-6.

Система была установлена на трубопроводе с диаметром труб 630 мм и толщиной стенки 25 мм. Материал труб - сталь 15Х1М1Ф. Всего установлено 16 АЭ датчиков (на двух нитках трубопровода длиной по 120 м каждая).

Учитывая высокую температуру, при которой работает трубопровод, датчики устанавливали на волноводах длиной 500 мм (рис. 3). Расстояние между АЭ датчиками составляет 20 м. Кроме того, датчиками 15 и 16 выполняется контроль соединительного трубопровода диаметром 370 мм и с толщиной стенки 17 мм, выполненный из стали 12Х1МФ.

В соответствии с техническими требованиями и представленными в техническом задании схемами выполнены монтаж системы непрерывного мониторинга, ее подключение к энергоснабжению и компьютерной сети предприятия. Выполнены необходимые подготовительные мероприятия для запуска в опытную эксплуатацию. Подключение аппаратурного и управляющего блоков в общую сеть контроля система непрерывного мониторинга была запущена в режим опытной эксплуатации.

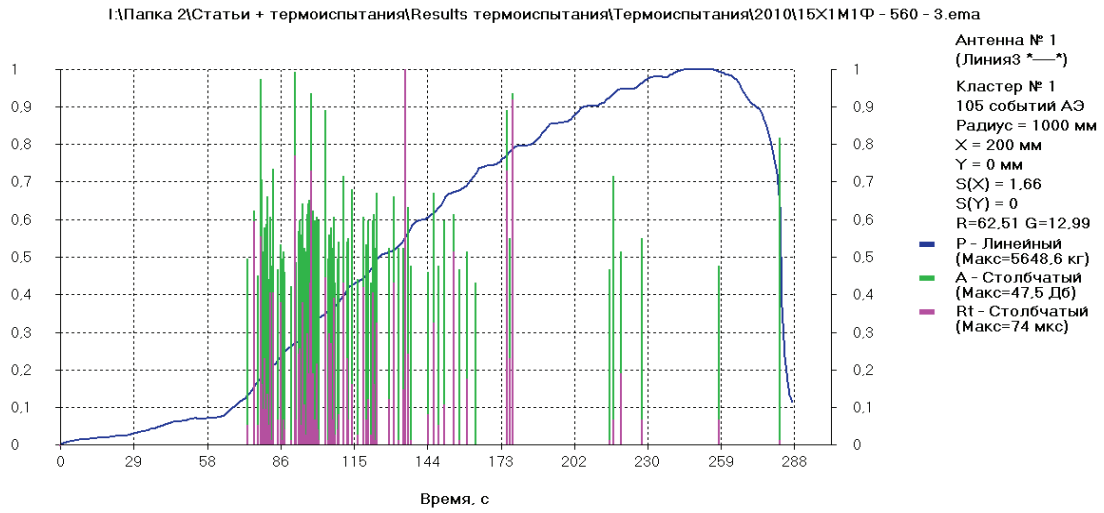


Рис. 2. Испытание на растяжение образца из стали 15Х1М1Ф при температуре 560 ^{0}С; Р – растягивающее усилие, кг; А – амплитуда АЭ событий, дБ; Rt – время нарастания сигнала АЭ (райс тайм), мкс

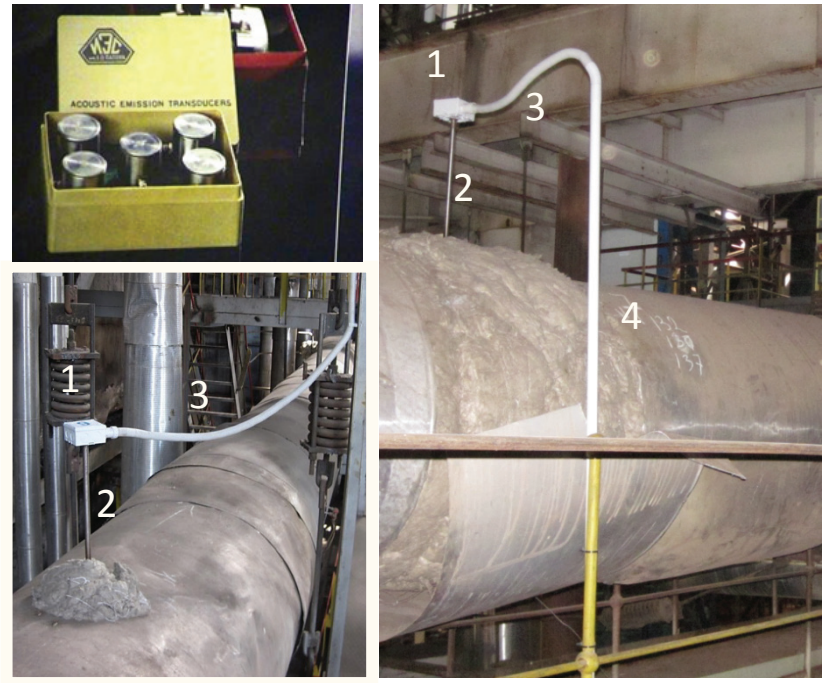


Рис. 3. Вверху - АЭ датчики. Внизу и справа: датчик АЭ 1 в специальном коробе, установленный на приваренном к трубопроводу волноводе 2, соединительный кабель в гибкой изоляции 3, в жестком коробе 4

Основными задачами при прохождении системой непрерывного мониторинга периода опытной эксплуатации является установление оптимальных настроечных параметров, режимов эксплуатации системы, особенностей, связанных с работой системы на данном объекте, а также устранению выявленных неполадок. Контроль в период опытной эксплуатации является периодически - непрерывным. Это означает, что система периодически должна запускаться в режиме непрерывного мониторинга, и периодически проводят разовые испытания объектов контроля.

Контроль, как непрерывный, так и периодический, выполнялся, в частности, на рабочих режимах трубопровода при давлении пара в трубе, равном 22 ат, температуре пара 542^{0}С. В процессе испытаний

системой мониторинга автоматически определялись места повышенной опасности, и выполнялся прогноз разрушающей нагрузки [11, 15].

Работы по запуску смонтированной системы в эксплуатацию начали с прозвучивания подконтрольных участков трубопроводов импульсными сигналами от специального генератора с целью убедиться в необходимой чувствительности системы и наличии акустической связи между соседними датчиками АЭ. Предварительные тесты показали высокую чувствительность системы, что сделало возможным сформировать так называемые локационные антенны из групп датчиков, установленных на смежных участках трубопроводов, обеспечивающих нужный акустический контакт. Таким образом, сформированы три акустические антенны, в которые входят следующие датчики (номера каналов по схеме подключения к АЭ прибору):

- Антенна 1 - номера с 1 по 7;
- Антенна 2 - номера с 8 по 14;
- Антенна 3 - номера 15 и 16.

Учитывая конфигурацию расположения датчиков, для всех трех антенн выбран линейный режим локации. Для поступающей информации, идентифицируемой как события АЭ, предусмотрен кластерный анализ, позволяющий объединять события по координатному и ряду других признаков. Применение такого подхода для реальных конструкций, особенно при сложной геометрии объектов и в условиях наличия помех, является очень эффективным [20, 21]. При наличии существенного разброса в определенных координатах событий, с высокой вероятностью принадлежащих к одному и тому же процессу в материале, объединение их в кластер позволяет наиболее точно указать место возникновения их источника. Особенно это важно для тех участков трубопровода, доступ к которым по техническим причинам невозможен. Укажем также, что оборудование промышленных предприятий является источником акустических и электромагнитных помех, которые могут влиять на качество передаваемой при мониторинге информации. Дополнительными источниками помех могут послужить проводимые рядом с объектами контроля ремонтные, монтажные, сварочные и другие виды работ. Для решения этих вопросов были созданы специальные программы, позволяющие максимально снизить влияние шумового фона на работу основного алгоритма, используемого при контроле.

Испытания начаты в холодный сезон, при рабочих параметрах работы трубопроводов, и продолжены после их разгрузки. Уже предварительные данные показали высокую информативность метода, но и определенные проблемы в настройке системы в условиях высоких технологических шумов.

Сначала происходило тестирование и установка аппаратных режимов, то есть таких, которые непосредственно влияют на получение информации и не могут быть изменены во время компьютерной повторной обработки полученных данных. Прежде всего, были протестированы режимы работы с различными коэффициентами усиления и установлено, что оптимальные данные АЕ получены при работе в логарифмическом режиме усилителей, в котором они предварительно и настроены работать. Следующие тесты касались уровня и типа порогов амплитудной дискриминации. Учитывая данные первичных испытаний и высокий уровень шумов самого объекта контроля, установлено, что оптимальными настройками порогов являются плавающими, т.е. порог автоматически меняется вслед за общим уровнем шума, зафиксированным конкретным датчиком. Оптимальный плавающий порог должен незначительно превышать текущий уровень шума на датчике. Коррекция величины порога происходит каждые 30 секунд.

Отметим, что при таких настройках была обеспечена нужная чувствительность измерений, но поток информации с учетом значительных шумов поступал слишком высокий, поэтому встал вопрос дополнительной фильтрации данных, который был решен на основе дополнительных тестов на объекте и анализа данных испытаний образцов из материалов - аналогов в условиях высоких температур [4-6]. В частности, рассмотрена эффективность фильтрации по таким параметрам сигналов АЭ как амплитуда и время нарастания (райс тайм) [20].

Предварительными результатами по использованию фильтрации показано следующее:

1. Применение фильтрации по амплитуде приводит к снижению количества событий АЭ, которые попадают в сложившиеся кластеры. Соответственно уровни предупреждений снижаются.

2. При применении фильтрации по амплитуде отбраковывается часть событий АЭ, соответствующих истинным источникам АЭ в материале трубопроводов.

3. При подъеме нижней границы фильтра по амплитуде выше 60-65 дБ события АЕ отбраковываются почти полностью, при установке ее ниже 55 дБ фильтр не является эффективным.

4. В настройках мониторинга эффективно может быть использован фильтр по параметру «райс тайм».

6 . Фильтрация по данному параметру приводит к снижению уровня предупреждений, при этом активные источники АЭ формируют кластеры и могут быть четко выделены из общего шумового фона.

7. Аналогичным образом были проанализированы возможность и эффективность фильтрации по длительности, частоте, скорости сигналов АЭ и выбраны оптимальные полосы фильтрации, обеспечивающие достаточность информации для поиска опасных мест и генерирования соответствующих предупреждений. Поскольку после перехода к штатной эксплуатации предполагается использовать прогнозирование разрушающей нагрузки по данным АЭ, на полученных данных выполнены проверки задействованных в системе алгоритмов прогнозирования. При этом прогноз и предупреждение об опасности происходит согласно приведенной таблице. Расчет прогнозной разрушающей нагрузки выполняется автоматически.

Действия персонала в соответствии с показателями индикатора опасности во время непрерывного мониторинга регламентируются табл. 1.

Таблица 1. Действия персонала при различных показаниях индикатора опасности*

Уровень предупреждения	Цвет индикатора	Действия персонала
1	Зеленый	Штатный режим. Продолжить эксплуатацию.
2	Желтый	Внимание. При появлении прогнозируемого разрушающего уровня давления и превышении его над рабочим более чем в два раза – продолжить эксплуатацию.
3	Оранжевый	Оценить прогнозируемый разрушающий уровень давления по показаниям индикатора. При превышении прогнозируемого уровня над рабочим менее чем в два раза повысить внимание. При уменьшении прогнозируемого давления до 1,3 от рабочего – остановить эксплуатацию. Провести дополнительную проверку проблемного узла.
4	Красный пульсирующий	Остановить эксплуатацию. После появления прерывистого звукового сигнала немедленно снизить загрузку.

*Данные таблицы получены для аппаратуры с техническими характеристиками ЕМА 3.9.

Тестовые испытания смонтированной системы проводили в стандартном режиме непрерывного мониторинга и в виде разовых испытаний. Стандартный режим предусматривает автоматическое сохранение файлов продолжительностью 30 минут с последующим началом записи нового файла.

Такой режим позволяет легко находить на жестком диске управляющего компьютера данные за нужное время и гарантировать надежность хранения информации, меньше нагружать процессор компьютера и оперативную память. С другой стороны, система является достаточно надежной для получения и хранения в едином файле значительных объемов информации. Одним из показателей надежности системы является обеспеченность запаса мощности компьютера для обработки и хранения больших, чем при стандартных испытаниях, объемов данных. Поэтому было проведено несколько тестов, самый длительный из которых предусматривал непрерывный анализ информации и запись ее в единый файл на протяжении около суток, и еще нескольких файлов продолжительностью более 10 часов.

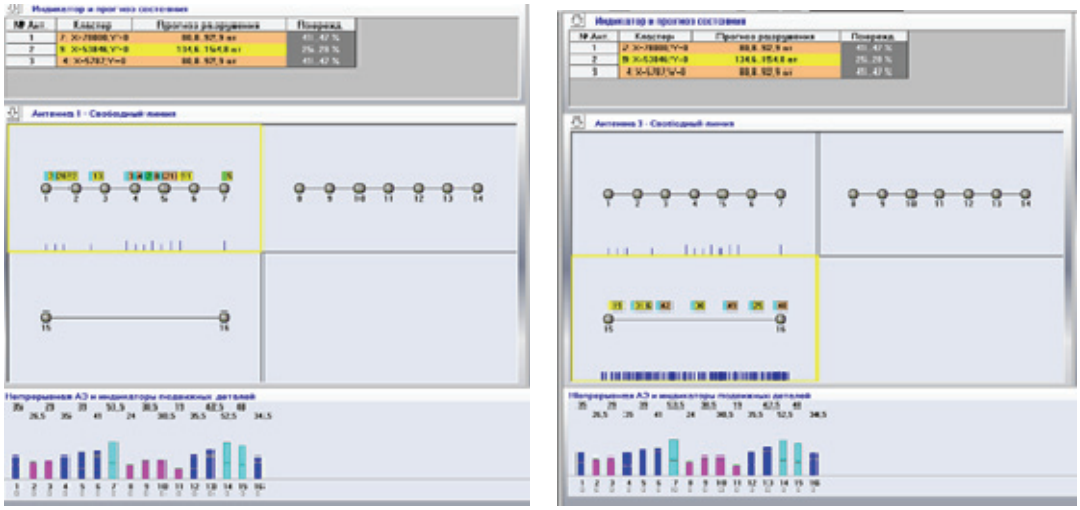


Рис. 4. АЭ активность трубопровода в рабочем состоянии через 1 ч с момента начала контроля при первоначальных настройках системы, без использования фильтров

На рис. 4 представлены некоторые элементы окна программы, выполняющей мониторинг, после 1 часа контроля трубопровода в рабочем состоянии при первоначальных, стандартных настройках системы. Представленные на схеме столбики отражают места концентрации АЭ событий в каждом контролируемом кластере. Цифры на флажках показывают количество АЭ событий в кластере, цвет флажков указывает на степень опасности протекающего в кластере процесса разрушения. Над схемой кластеров в окне прогнозирования в специальной таблице для трех антенн, контролирующих всю систему трубопроводов, представлена цветом опасность ситуации на определенном участке трубопровода в данный момент времени. Показаны координаты наиболее опасных мест на всем трубопроводе общей длиной 240 м (по антеннам 1, 2) и прогнозируемые разрушающие давления в этих местах трубопровода. Антенна 3 контролирует участок трубопровода из стали 12Х1МФ длиной 20 м диаметром 377 мм с толщиной стенки 17 мм.

В нижней части экранов приведены мгновенные значения непрерывной эмиссии, регистрируемой каждым контролирующим АЭ датчиком. Интенсивность эмиссии ранжирована высотой столбца и цветом.

Отметим, что данные на рис. 4 были получены до оптимизации настроек, в связи с чем представленная информация, включая показания индикаторов и результаты прогноза разрушения, рассматривалась как первоначальный этап для дальнейшей калибровки системы. Полученные результаты важны самим наличием АЭ данных и принципиальной возможностью обеспечить индикацию опасности, прогноз разрушения, чтобы затем на этой основе выполнить необходимую коррекцию настроек системы таким образом, чтобы результаты соответствовали физическому состоянию контролируемого материала.

На рис. 5 схематически приведена часть трубопровода, контролируемая антенной 1 и 2 (нитка № 1 и 2 длиной по 120 м). Показаны датчики, начиная от 1 до 14. Ниже показана условная шкала расстояний от 0 до 100 м на каждом участке. Представленные на рис. 5 данные получены после детального исследования влияния помех и технологических шумов на результаты мониторинга. На основании данных мониторинга и высокотемпературных испытаний образцов были получены данные о наиболее эффективных способах фильтрации по параметрам получаемых событий АЭ, затем к уже полученным данным применены соответствующие фильтры. Проведена также необходимая коррекция настроек прогноза разрушения.

Представленные на рис. 5 данные являются весьма показательными, поскольку запись АЭ с соответствующим анализом и прогнозом разрушения велась достаточно длительное время, что послужило дополнительной проверкой работоспособности системы в целом при достаточно больших потоках вводной информации, а также правильности выбранных настроек.

Как видим, АЭ активность материала при его деформировании имеет различные значения в разных точках трубопроводов. Система мониторинга выбирает наиболее слабые места и автоматически, в реальном времени рассчитывает прогнозную разрушающую нагрузку.

Рис. 5. Состояние АЭ активности двух ниток трубопровода в рабочем состоянии через 13 ч 13 мин (антенна 1) и 6 ч 22 мин (антенна 2) с момента начала контроля. Сверху в таблице представлены величины прогнозируемой предельной нагрузки

Наибольшая АЭ активность соответствует участку между 8 и 12 датчиками. Первая и вторая антенны показывают координаты 63 и 51 м с наибольшей АЭ активностью. В то же время прогнозируемые разрушающие нагрузки в несколько раз превышают рабочие нагрузки, что говорит о возможности дальнейшей эксплуатации трубопровода этих ниток (цвет желтый). Антенна 3 контролирует участок трубопровода, находящийся в худших условиях по сравнению с 1 и 2 участками. В этом случае на участке трубы на расстоянии примерно 10 м от ее начала прогнозируемая разрушающая нагрузка примерно в два раза превышает рабочую, в то время как участки 1 и 2 показывают, что разрушающая нагрузка превышает рабочую примерно в 4 раза (цвет зоны 3 оранжевый).

Для повышения надежности в принятии решения о необходимости остановки и вывода из эксплуатации конструкций по данным контроля установлены коэффициенты запаса по прогнозируемой разрушающей нагрузке. При этом, чем большая разница между прогнозируемой и рабочей нагрузкой, тем меньший коэффициент запаса устанавливает система. С уменьшением отношения $P_{раб.}/P_{прог.}$ коэффициент запаса автоматически увеличивается.

Правильность используемого метода прогноза и настройки системы по получению и обработке поступающей информации дополнительно подтверждается имеющимися данными по пределу прочности материалов, используемых в трубопроводах, в условиях длительной эксплуатации при высоких температурах. Прогнозные разрушающие нагрузки, автоматически определенные системой мониторинга, были пересчитаны в напряжения и составили на момент контроля для стали 15Х1М1Ф 98-113 МПа, для стали 12Х1МФ 52-60 МПа. В соответствии с ТУ 14-3-460: 2009 [16] такие данные составляют для стали 15Х1М1Ф 113-141 МПа, для стали 12Х1МФ 77-97 МПа. Если учесть, что прогнозируемые системой разрушающие нагрузки поступают с коэффициентом запаса 1,2-1,5 (занижают истинные значения), то совпадение результатов контроля, с учетом коэффициентов запаса, устанавливаемых системой автоматически, с данными ТУ является удовлетворительным.

На рис. 6 схематически представлены контролируемые нитки трубопровода с отмеченными местами повышенной АЭ активности. Зелеными квадратами указаны места, в которых ранее предприятие проводило плановый неразрушающий контроль, и дефекты обнаружены не были (тёмно-зелёный – 2013 год, светло-зелёный 2009 год). Желтыми и оранжевыми эллипсами разной интенсивности показаны участки повышенной акустической активности, для которых системой сгенерированы предупреждения 1 и 2 уровня в соответствии с табл. 1.

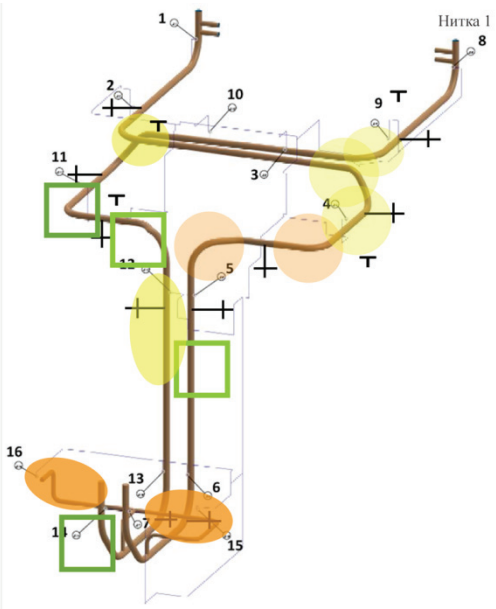


Рис. 6. Схема трубопровода ГПП с местами повышенной АЭ активности. Цифрами указаны номера АЭ датчиков, крестиками – технологические отметки

Отметим, что в числе обнаруженных потенциально опасных участков есть такие, доступ к которым затруднен и проведение контроля другими методами требует серьёзных затрат времени. Это еще раз подтверждает правильность выбора метода АЭ для непрерывного мониторинга трубопроводов промперегрева.

Дополнительная эффективность работы системы мониторинга достигается также наличием удаленного доступа посредством сети Интернет. Имеется накопленный положительный опыт [19] авторского надзора специалистами ИЭС им. Е.О. Патона за результатами непрерывного АЭ мониторинга, создания интегрирующих информационных систем, объединяющих результаты мониторинга разных объектов на одном экране и проводящих их совместный анализ.

Сегодня имеются все необходимые аппаратурные, программные и организационные средства для оснащения оборудования энергетической отрасли системами непрерывного АЭ мониторинга, а их использование является [18] источником обеспечения безопасной эксплуатации и повышения рентабельности работы предприятий.

Выводы

1. Разработана и внедрена в опытную эксплуатацию система непрерывного АЭ мониторинга паропроводов горячего промперегрева пара энергоблока № 1 киевской ТЭЦ-6. Исследованы акустические свойства материала паропроводов. Проведены предварительные АЕ высокотемпературные исследования материала паропроводов.
2. Разработанная методика позволяет на основе данных АЭ в реальных условиях эксплуатации конструкций в любой момент времени и независимо от объема наработки и колебаний температуры определять разрушающую нагрузку материала конструкции. Прогнозируемая системой непрерывного АЭ мониторинга разрушающая нагрузка определяется с достаточной для практики точностью.
3. С целью обеспечения запаса по времени при принятии решения о состоянии контролируемого объекта, для прогнозируемой разрушающей нагрузки установлены коэффициенты запаса, определяемые системой мониторинга автоматически в зависимости от степени опасности развивающихся в материале деструктивных процессов.

4. Представлены схема контроля и особенности практического применения системы мониторинга. Примененные методика и технология позволяют определять координаты участков объекта контроля с минимальным значением разрушающей нагрузки. Удаленный доступ позволяет посредством сети Интернет выполнять авторский надзор за работой системы.

1. *Патон Б.Е., Лобанов Л.М., Недосека А.Я., Недосека С.А., Яременко М.А*. Акустическая эмиссия и ресурс конструкций: Теория, методы, технологии, средства, применение. – К.: Изд-во «Индпром», 2012. – 312 с.
2. *Березина Т.Г*. Исследование закономерностей развития разрушения при ползучести теплоустойчивых сталей // Пробл. прочности. – 1985. – № 8. – С. 48-52.
3. *Березина Т.Г., Бугай Н.В., Трунин И.И*. Диагностирование и прогнозирование долговечности металла теплоэнергетических установок. –К.: Тэхника, 1991.- 120с.
4. *Исследование* АЕ характеристик стали 12Х18Н10Т при температуре 560°С. Сообщение 1. Методика и некоторые результаты / А.Я. Недосека, С.А. Недосека, А.А. Грузд, М.А. Яременко, Л.Ф. Харченко, И.Г. Волошкевич // Техн. диагностика и неразруш. контроль. – 2011. – № 1. – С. 13–19.
5. *Исследование* АЭ характеристик материалов при высоких температурах. Сообщение 1. Методика / Л. Лобанов, А. Недосека, С. Недосека, А. Грузд, Л. Харченко // Техн. диагн. и неразруш. контроль. – 2009. – № 1. – С. 5–10.
6. *Исследование* АЭ характеристик материалов при высоких температурах. Сообщение 2. / Л.М. Лобанов, А.Я. Недосека, С.А. Недосека, А.К. Царюк, А.А. Грузд, Л.Ф. Харченко, М.А. Яременко // Техн. диагностика и неразруш. контроль. – 2009. – № 4. – С. 5–13.
7. *Куманин В.И., Ковалева Л.А., Алексеев С.В*. Долговечность металла в условиях ползучести. – М. : Металлургия, 1988. – 202 с.
8. *Лебедев А.А., Чаусов Н.Г., Недосека С.А., Богинич И.О*. Модель накопления повреждений в металлических материалах при статическом растяжении // Пробл. прочности.- 1995.- № 7. – С. 31 - 40.
9. *Минц И.И., Березина Т.Г., Ходыкина Л.Е*. Исследование тонкой структуры и процесса образования пор в стали 12Х1МФ при ползучести // Физика металлов и металловедение. – 1974. – Т. 37, вып. 4. – С. 823-876.
10. *Мортон К*. Смит. Основы физики металлов. - М.: Металлургиздат, 1962.- 456с..
11. *Недосека А.Я*. Основы расчета и диагностики сварных конструкций / под редакцией Б.Е. Патона.- К.: Индпром, 2008. – 812 с.
12. *Недосека С.А*. Объектный подход к решению задач механики несплошной среды и прогнозированию состояния материалов // Техническая диагностика и неразрушающий контроль.-1998-№ 1. – С.13-21.
13. *Недосека С.А*. Прогноз разрушения по данным акустической эмиссии // Техн. диагностика и неразруш. контроль. – 2007. – № 2. – С. 3–9.
14. *Недосека С.А., Недосека А.Я*. Комплексная оценка поврежденности и остаточного ресурса металлов с эксплуатационной наработкой // Техн. диагностика и неразруш. контроль. – 2010. – № 1. – С. 9-16.
15. *Структура*, повреждаемость и свойства гибов паропроводов после длительной эксплуатации / П.И. Минц, Т.Г. Березина, Л.Е. Ходыкина и др. // Теплоэнергетика. – 1981. – № 10. – С. 49-51.
16. *Тайра С., Отани Р*. Теория высокотемпературной прочности материалов. – М. : Металлургия, 1986. – 279 с.
17. Трубы стальные бесшовные для паровых котлов и трубопроводов. Технические условия. - ТУ 14-3-460: 2009/ ТУ 27.2-05757883-207: 2009.
18. *Недосека А.Я, Недосека С.А., Яременко М.А*. Непрерывный мониторинг магистральных газопроводов и газокомпрессорных станций методом акустической эмиссии // Техн. диагностика и неразруш. контроль. – 2011. – № 4. – С. 3-13.
19. *Опыт* ИЭС им. Е.О. Патона в области акустико-эмиссионного контроля / Б.Е. Патон, Л.М. Лобанов, А.Я. Недосека, С.А. Недосека, А.А. Грузд, М.А. Яременко // Техн. диагностика и неразруш. контроль. – 2012. – № 1. – С. 7-22.
20. *Недосека С.А., Недосека А.Я, Овсиенко М.А*. Влияние методов обработки акустико-эмиссионной информации на формирование АЭ событий и определение их координат // Техн. диагностика и неразруш. контроль. – 2011. – № 2. – С. 5-14.
21. *Недосека С.А., Овсиенко М.А*. Особенности обработки данных акустической эмиссии для сложных и множественных локационных антенн // Техн. диагностика и неразруш. контроль. – 2012. – № 2. – С. 7-12.

ПРОЕКТ 2.3

Розробка мобільного багатофункціонального вимірювально-діагностичного комплексу неруйнівного контролю і оцінки технічного стану енергетичних і транспортних агрегатів тривалої експлуатації

УДК 621.165;621.438;621.224

РОЗРОБКА МОБІЛЬНОГО БАГАТОФУНКЦІОНАЛЬНОГО ВИМІРЮВАЛЬНО-ДІАГНОСТИЧНОГО КОМПЛЕКСУ НЕРУЙНІВНОГО КОНТРОЛЮ І ОЦІНКИ ТЕХНІЧНОГО СТАНУ ЕНЕРГЕТИЧНИХ І ТРАНСПОРТНИХ АГРЕГАТІВ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

М.Г. ШУЛЬЖЕНКО, д-р техн. наук, **Ю.Г. ЄФРЕМОВ**, канд. техн. наук,
В.Й. ЦИБУЛЬКО, **О.В. ДЕПАРМА**
(Ін-т проблем машинобудування ім. А.М. Підгорного)

Описано апаратні засоби та методико-алгоритмічне забезпечення мобільного багатофункціонального вимірювально-діагностичного комплексу неруйнівного контролю і оцінки технічного стану енергетичних і транспортних агрегатів тривалої експлуатації. Наведено приклад використання мобільного комплексу на реальному об'єкті.

Ключові слова: *вихрострумовий датчик, перетворювач, вібраційний стан, система діагностики, спектральні характеристики*

Проблема підвищення надійності і безпеки експлуатації енергоблоків з мінімальними витратами може вирішуватися з використанням засобів і новітніх інформаційних технологій діагностування вібраційного стану з визначенням небезпечних несправностей. У відповідності з нормативними документами [1-3] необхідно контролювати вібраційний стан потужних турбоагрегатів як по параметрах вібрації опор, так і по параметрах вібрації вала. На цей час стаціонарними системами вібраційної діагностики оснащено біля 10% усіх турбоагрегатів електростанцій України. Аналіз пошкоджуваності устаткування турбін ТЕС і ТЕЦ показує, що більша частина ушкоджень допоміжного устаткування призводить до відмови турбоустановки в цілому [4]. Використання стаціонарних систем вібродіагностики для допоміжного устаткування економічно невиправдане. Для оцінки технічного стану по вібраційних параметрах турбоагрегатів, які не оснащені стаціонарними системами вібродіагностики, а також для діагностування вібростану допоміжного устаткування доцільно використовувати мобільні вимірювально-діагностичні системи.

Існуючі мобільні засоби мають не більше 2-4 вимірювальних каналів, а при діагностуванні агрегатів використовуються лише параметри коливань їх необертових частин [5]. У зв’язку з цим, актуальним є створення мобільного багатофункціонального вимірювально-діагностичного комплексу з функціональними можливостями стаціонарної системи діагностики (багатоканальне безперервне та паралельне вимірювання вібраційних, механічних та інших величин), з можливостями вимірювання параметрів коливань обертових частин (роторів) в доступних місцях та оцінки наявності найбільше небезпечних несправностей агрегатів.

Для рішення задачі оперативного контролю, аналізу і діагностування технічного стану за вібраційними параметрами створено мобільні засоби вимірювальної техніки [6, 7]. До складу мобільного комплекту входять мобільний багатоканальний вимірювально-діагностичний комплекс «СКВД-10» на базі ноутбука (далі – комплекс) і автономні пристрої (рис. 1): вимірювач вібрації зі смуговим спектроаналізатором «ИВПА-07» (далі – віброметр); вимірювач вібрації «ИВПБ-1» з функцією визначення дисбалансу жорстких роторів (далі – прилад); тахометр оптичний «ТО-М» (далі – тахометр).

© М.Г. ШУЛЬЖЕНКО, Ю.Г. ЄФРЕМОВ, В.Й. ЦИБУЛЬКО, О.В. ДЕПАРМА, 2015

а б в

Рис. 1. Автономні пристрої: а – тахометр «ТО-М»; б – віброметр «ИВПА-07»; в –прилад «ИВПБ-1» з функцією визначення дисбалансу жорстких роторів

Віброметр дозволяє оперативно оцінити вібраційний стан агрегату шляхом вимірювання загального рівня й спектрального складу вібрації. Діапазон вимірювання СКЗ віброшвидкості 0,5–50,0 мм/с з дискретністю 0,1 мм/с у смузі частот 10 – 1000 Гц. Очікувана зведена похибка вимірювання СКЗ віброшвидкості на базовій частоті 160 Гц у межах 5 %, в діапазоні частот 20–800 Гц – у межах 10 %, на краях частотного діапазону – не більше 20 %. Тахометр дозволяє вимірювати швидкість обертання частин механізмів і машин оптичним способом. Діапазон вимірювання від 20 до 60000 об/хв (від 0,3 до 1 кГц). Прилад «ИВПБ-1» з функцією визначення дисбалансу жорстких роторів забезпечує вимірювання амплітуди обертової складової вібросигналу в діапазоні від 10 до 999 мкм з дискретністю індикації 1 мкм, фази у діапазоні 0 – 360º з дискретністю індикації 1º і частоти обертання у діапазоні 5,0–50,0 Гц (300–3000 об/хв).

Мобільні пристрої пройшли дослідну експлуатацію на декількох електростанціях України і інших промислових підприємствах та використовуються персоналом для оперативного контролю та аналізу вібростану турбоагрегатів та іншого обладнання.

Мобільний багатоканальний вимірювально-діагностичний комплекс «СКВД-10» (рис. 2) складається з: двох датчиків віброприскорення з напівпровідниковою мікроелектромеханічною системою (ДВК-хЭМ); шести вихострумових датчиків віброшвидкості; двох вихострумових датчиків вібропереміщення (переміщення); датчика мітки; восьмиканальної плати функціонального перетворення частотно-модульованого сигналу в сигнал по напрузі; 32 канальної плати АЦП Е-440 (виробництва L-Card); акумулятора; ноутбука.

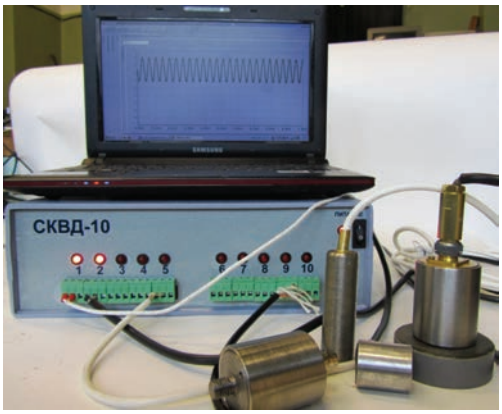


Рис. 2. Мобільний багатоканальний вимірювально-діагностичний комплекс «СКВД-10»

Апаратні засоби комплексу забезпечують: вимірювання відносних радіальних віброперемещень шийок роторів валопроводу у двох ортогональних напрямках підшипника у діапазоні частот 5 – 500 Гц і амплітуд 10 – 1000 мкм; вимірювання вібрації опор підшипників у двох - трьох взаємноперпендикулярних напрямках у діапазоні частот не менших, ніж 5 – 1000 Гц з амплітудою виброшвидості 0,5 – 16 мм/с; вимірювання вібрації опор підшипників у двох - трьох взаємноперпендикулярних напрямках в діапазоні частот не менших, ніж 0,5 – 2500 Гц з амплітудою віброприскорення 5 g; вимірювання переміщень об`єкту в діапазоні 0 – 100 мм; формування імпульсних сигналів для синхронізації вимірювання сигналів вібрації з обертанням валопроводу та вимірювання частоти обертання.

Похибка вимірювання параметрів вібрації не перевищує 5 % на базовій частоті.

Мобільний комплекс допускає приймання сигналів від штатних систем технологічного й вібраційного контролю як по цифровим інтерфейсам, так і по аналоговим каналам. Комплекс має модульну структуру. Його розширення може бути здійснено шляхом додавання відповідних датчиків з функціональними перетворювачами. Функціонування комплексу підтримується відповідним методично-програмним забезпеченням [8], що складається з модулів реєстрації, візуалізації і первинної обробки інформації, автоматизованого контролю технічного стану обладнання за параметрами вібрації, аналізу вібропараметрів та визначення дисбалансу роторів.

Функції реєстрації вібраційних та інших сигналів, їх візуалізації та первинної обробки (нормалізації, фільтрації та обчислення основних показників сигналу) у реальному часі виконує розроблений програмний модуль «RecParam». Модуль працює у двох режимах: реєстрації та візуалізації сигналів. У режимі реєстрації здійснюється опитування каналів, нормалізація, обчислення основних показників сигналу та реєстрація осцилограм у базу даних. Оптимальні настройки параметрів опитування вимірювальних каналів комплексу для реєстрації осцилограм наступні: період часової реалізації – 0,02 с, кількість реалізацій – 50, кількість точок у одної реалізації – 160, кількість записів осцилограм – не менше 3. Зареєстровані осцилограми користувач може експортувати в текстовий файл для подальшої роботи в інших пакетах обробки сигналів. У режимі візуалізації модуль «RecParam» виконує функції опитування каналів, нормалізації, обчислення основних показників сигналу та візуалізації у вигляді: часової розгортки сигналу, його спектру та фігури Ліссажу.

Автоматизована оцінка вібраційного стану енергообладнання у реальному часі забезпечується за допомогою розробленого програмного модуля «Monitoring». Для цього щосекундно виконується обчислення по всіх контрольних точках (максимум 32 точки) паралельно (за миттєвим значенням вібропереміщень роторів і за миттєвим значенням віброшвидкості опор за 32 оберти з дискретністю 160 точок за період обертання) значень розмахів вібропереміщень і СКЗ віброшвидкості. За обчисленими значеннями контрольованих параметрів вібрації формуються на інтервалі часу 20 с обновлювані масиви. Їх значення після усереднення за перші 20 с приймаються за вихідні для подальшого використання. Значення обчислених параметрів щомиті обновлюються і порівнюються з допустимим рівнем параметрів вібрації. По рівнях вібрації опор і валопроводу відповідно до нормативних документів установлюються три зони: одна – без обмеження терміну експлуатації і дві зони з обмеженими термінами експлуатації [1-3]. Інформація на екрані монітора обновлюється з секундним інтервалом, при зміні рівня вібрації і перевищенні припустимого рівня та при переході в зони з обмеженим терміном експлуатації стовпчикова діаграма змінює свій колір на жовтий чи червоний. Сформовані масиви можуть бути використані для обчислення статистичних показників зміни вібраційних параметрів за годину, добу, місяць і т.д., що дозволяє вчасно виявити повільні зміни параметрів вібрації і оцінити тенденцію розвитку вібраційного стану та вчасно попередити позаштатну ситуацію [9–11].

Основні функції програмного модуля «Monitoring»: обчислення, контроль та реєстрація розмаху вібропереміщення ротора, СКЗ віброшвидкості опор, частоти обертання та інших механічних величин; обчислення та контроль низькочастотної складової вібропереміщення ротора і віброшвидкості опор; контроль стрибка розмаху вібропереміщення ротора, СКЗ віброшвидкості опор, частоти обертання та інших механічних величин; сигналізація про зміну рівня вібраційного стану обладнання; обчислення та візуалізація спектральних складових вібропереміщення ротора, віброшвидкості опор та інших механічних величин; візуалізація розмахів вібропереміщення ротора, СКЗ віброшвидкості опор та інших механічних величин у

вигляді стовпчикової діаграми або їх зміни за часом; візуалізація фігур Ліссажу; реєстрація осцилограм; формування трендів параметрів вібрації та даних для аналізу причин зміни вібраційного стану.

Результати обробки інформації, що отримана за допомогою програмного модуля «Monitoring» користувач може експортувати в текстовий файл для подальшої роботи в інших пакетах обробки сигналів, надрукувати або зробити експорт зображення у графічний файл.

Особливістю балансування роторів за допомогою комплексу «СКВД-10» є використання для цього параметрів вібрації роторів поряд з параметрами вібрації опор. Метод роздільного зрівноважування [12] базується на властивості взаємонезалежності, що полягає в наступному: вектори вібрації розкладають на симетричну й кососиметричну складові; статична і динамічна складові дисбалансу урівноважуються роздільно: перша – по симетричних, друга – по кососиметричних складових вібрації.

Процес динамічного балансування може здійснюватися у власних підшипниках або на балансувальному станку. Для цього необхідно виконати наступні операції: провести вимірювання при *k*-ій критичній швидкості оборотних складових віброперемiщення опор або вала в підшипнику у вигляді векторів; розмістити на валу пробну систему вантажів, що відповідає *k*-ій формі неврівноваженості та зробити пуск ротора із цією системою вантажів; провести вимірювання параметрів вібрації опор або вала із установленою системою пробних вантажів; по збільшенню параметрів вібрації і відомій величині пробного вантажу розрахувати балансувальну чутливість і необхідний для *k*-ої форми небалансу вантаж (величину та місце (кут) установки); повторити перераховані вище операції для *k*=1, 2, і 3, тобто від початкової частоти урівноважування до робочої частоти обертання вала.

Оцінка появи і розвитку вібронебезпечних несправностей та позаштатних ситуацій виконується модулем експрес-діагностики відповідно до бази знань і бази даних. База знань – це формалізовані правила розпізнавання дефектів та їх ознаки, що сформовані на основі досвіду експлуатації ТА і даних досліджень про вплив механічних дефектів (несправностей) та режимних факторів на вібропараметри роторів і опор підшипників. База знань може поповнюватись, якщо отримані нові додаткові дані про вплив дефекту. Діагностична база даних формується у відповідності до основних і допоміжних віброознак бази знань. Для цього в якості інформативних параметрів використовуються полігармонічні (інтегральні) і селективні (моногармонічні) параметри вібрації. База даних має три рівні. Перший рівень містить осцилограми (миттєві значення віброперемiщення вала й віброшвидкості опор підшипників). Другий рівень містить інформативні масиви параметрів і ознак (спектральні, часові, кореляційні, амплітудно-частотні і фазочастотні), які сформовані за даними першого рівня блоком обробки інформації, містять неоднорідні дані і видаються в чисельній та логічній шкалі. Третій рівень містить масиви значень відносних (формалізованих) показників діагностичних ознак, які формуються блоком обробки третього рівня, де їх інформативні компоненти формалізуються (приводяться до безрозмірних значень у діапазоні від 0 до 1,0). Для цього використовуються функції належності нечіткої множини Ψ. Функції належності описуються в базі знань для всіх характерних ознак вібронебезпечних дефектів. Функції належності, вагові коефіцієнти й базові значення параметрів можуть уточнюватися в процесі навчання (удосконалення) алгоритму діагностування і отримання додаткових даних на засадах досліджень та експертних оцінок. При цьому чутливість алгоритму щодо оцінки появи вібронебезпечних несправностей ТА залежить від рівня початкових значень вібропараметрів (віброперемiщення вала й СКЗ віброшвидкості опор). Початкові значення вібропараметрів вибрані в межах не більше 0,5 від тих значень, по яких дозволяється експлуатація ТА без обмеження строку [1–3]. Отримані таким чином значення відносних показників ознак дефектів запам'ятовуються в третьому рівні бази даних і подаються на вхід модуля експрес-діагностики. Модуль експрес-діагностики обчислює значення ймовірності наявності того чи іншого дефекту шляхом застосування правил розпізнавання по відповідній сукупності діагностичних ознак. Алгоритми правил розпізнавання дефектів функції належності μ відповідно до множини Ψ можуть бути застосовані для оцінки появи таких дефектів як поперечна тріщина в роторі, дисбаланс ротора, колінчатість вала, злам осі вала, ушкодження з'єднання півмуфти та порушення стійкості руху валопроводу в підшипниках ковзання.

З використанням розробленого мобільного комплексу проведено вібродослідження димососу Д-25Х2ШБ турбоагрегату К-300-240 для визначення вимог до стаціонарних засобів контролю вібраційного стану допоміжного енергообладнання. Димосос Д-25Х2ШБ призначений для відсмоктування димових газів з топок котлів на твердому паливі паропродуктивністю 640 т/год [13]. Димосос експлуатується при

частотах обертання 600 і 500 об/хв. Шість датчиків віброшвидкості було встановлено спочатку на дві опори (№ 1, 2) димососа, а потім на дві опори (№ 3, 4) електродвигуна у трьох напрямках (вертикальному, поперечному та осьовому). Вимірювання та реєстрація миттєвих значень віброшвидкості проводилося паралельно по 6 каналах. Тривалість виборки – 2,5 с. Період опитування – 0,05 мкс. Вібраційний стан димососа задовольняє нормам вібрації [1–3], максимальне значення $V_{s1} = 1{,}8$ мм/с зареєстровано у вертикальному напрямку на 4 опорі димососа. У якості прикладу наведено осцилограму віброшвидкості опори № 2 у поперечному напрямку (рис. 3) та її спектральні характеристики (рис. 4). Значний вклад у СКЗ віброшвидкості опор вносить низькочастотна вібрація (1–10 Гц), тому для контролю вібраційного стану димососа по вібропараметрах рекомендовано використовувати вимірювальні канали, що забезпечують вимірювання СКЗ віброшвидкості від 0,3 до 15 мм/с у діапазоні частот 1–1000 Гц.

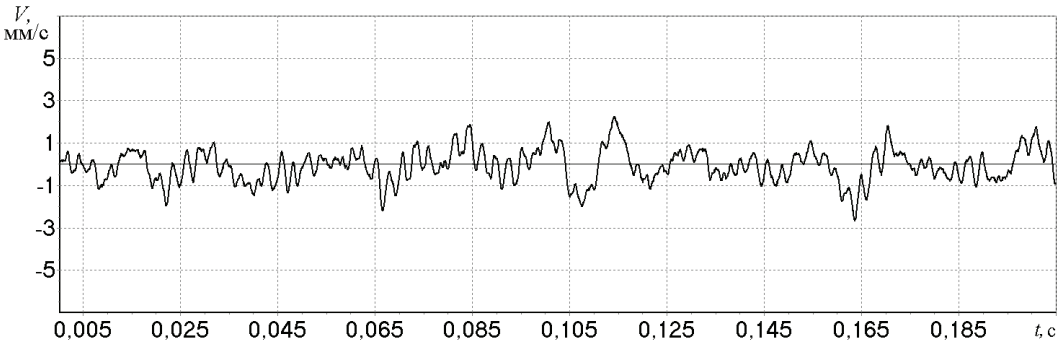


Рисунок 3 – Осцилограма віброшвидкості у поперечному напрямку (опора № 2)

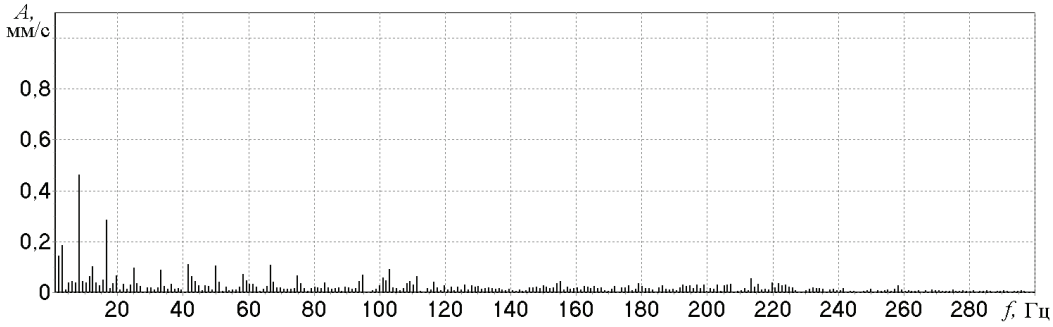


Рис. 4. Спектральні характеристики віброшвидкості у поперечному напрямку (опора № 2)

Для оцінки вібростану турбоагрегату К-200-130 ЛМЗ з генератором ТГВ-200М, розробки рекомендацій щодо зниження рівня вібрації й визначення причин руйнування вкладиша підшипника першої опори проведено вібродослідження з використанням комплексу «СКВД-10». Вимірювання і реєстрація параметрів вібрації опор проводилися паралельно по 5 каналах із синхронізацією від фазової мітки. Осцилограми віброшвидкості у трьох ортогональних напрямках (вертикальному (в), поперечному (п) і осьовому (о)) реєструвалися при номінальному навантаженні турбоагрегату. Найбільший внесок у СКЗ віброшвидкості опори в осьовому напрямку вносить перша оборотна гармонічна складова віброшвидкості (рис. 5), а на опорах № 6, № 7 у поперечному напрямку – перша й друга оборотна гармонічні складові віброшвидкості опори. Підвищена вібрація на опорах генератора викликана електромагнітними силами статора генератора, про що свідчить наявність другої обертової гармонічної складової (100 Гц) в спектрі віброшвидкості.

Для визначення причин підвищеної вібрації першої опори виконана оцінка впливу режимів роботи на вібростан агрегату. Для цього безперервно, протягом декількох годин, на різних режимах роботи ТА (розвантаження від номінальної потужності до 130 МВт, робота при навантаженні 130 МВт, навантаження від 130 МВт до номінального навантаження і робота на ковзних параметрах) проводилося вимірювання та реєстрація віброшвидкості на опорі № 1 у трьох ортогональних напрямках (вертикальному, поперечному і осьовому) і на опорі № 2 у вертикальному й поперечному напрямках.

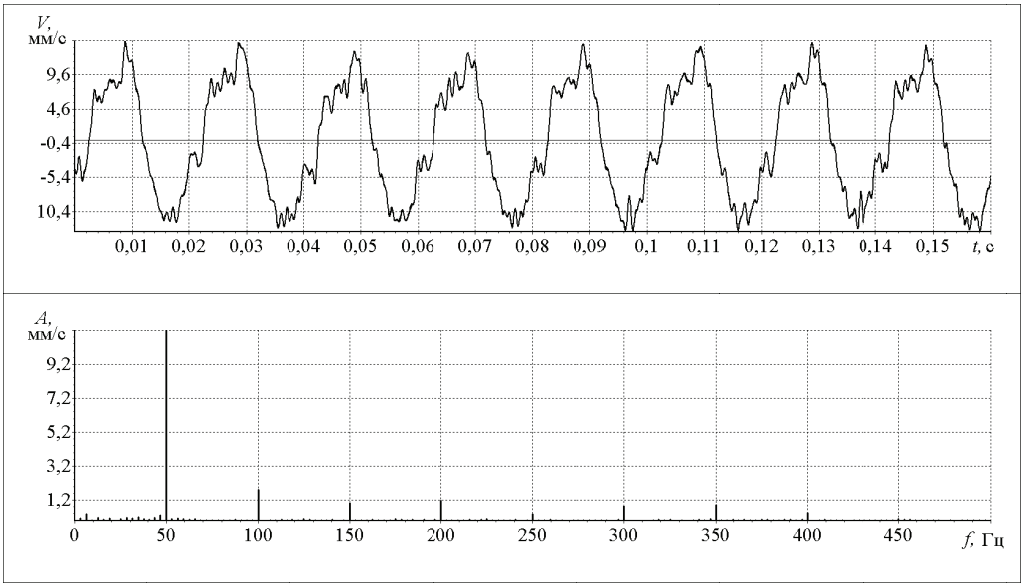


Рис. 5. Осцилограма та спектр віброшвидкості на номінальному навантаженні ТА (опора № 1, осьовий напрямок)

Підвищений рівень осьової вібрації на першій опорі залежить від паропотоку і пароозподілу. При роботі ТА на ковзних параметрах відносна зміна СКЗ віброшвидкості опори № 1 у вертикальному напрямку більша стосовно СКЗ віброшвидкості в поперечному і осьовому напрямках, що побічно говорить про ріст вібрації вала у вертикальному напрямку. Причинами, що викликають осьову вібрацію на опорі № 1, можуть бути нерівномірність та пульсація паропотоку, експлуатаційна розцентровка опор № 1, № 2 під впливом нагріву фундаменту, тепловий прогин ротора циліндра високого тиску, дефекти у жорсткій муфті ротора високого тиску – ротора середнього тиску, віброактивність опорного вузла 1. Для уточнення причин, що викликали осьову вібрацію на опорі № 1 було проведено вимірювання вібропереміщення вала в розточці підшипника № 1. Рівень вібрації вала в опорі № 1 сумірний із зазором у підшипнику (розмах вібропереміщення досягає 800 мкм і більше в поперечному напрямку та 250–300 мкм у вертикальному напрямку). На рисунку 6 зображена траєкторія відносного руху вала в розточці підшипника опори № 1. Спектр вібропереміщення вала та віброшвидкості опори збагачено високочастотними складовими, що може вказувати на зачіпання ротора за нижній вкладиш підшипника.

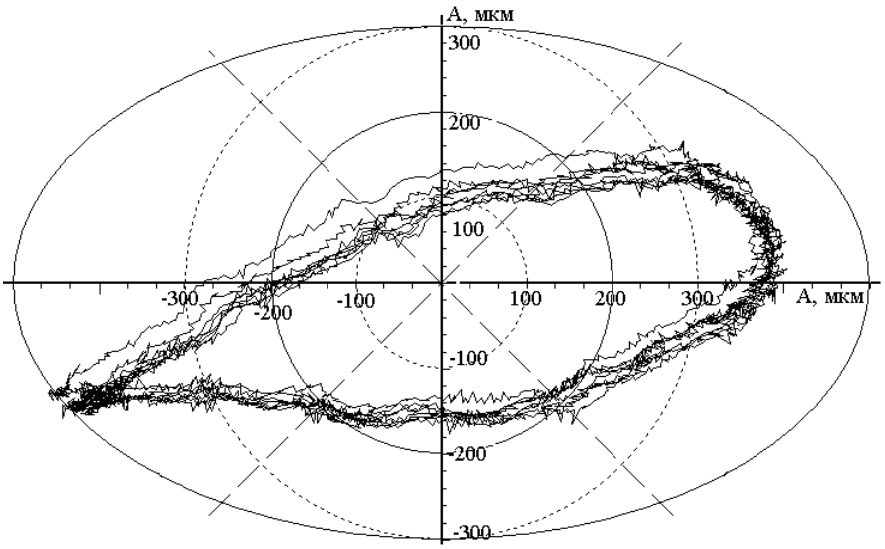


Рис. 6. Траєкторія відносного руху центра вала в розточці підшипника (опора № 1)

Руйнування вкладиша першого підшипника відбувається внаслідок торкання вала об вкладиш у зв'язку зі значною вібрацією ротора, яка викликана його дисбалансом, неврівноваженими навантаженнями від паропотоку і його пульсації, розцентровкою опор. Не виключається наявність тріщини в роторі

циліндра високого тиску (ЦВТ). Значна осьова вібрація першої опори породжується значними коливаннями ротора, що контактує періодично із вкладишем підшипника, і підтримується стільцем і фундаментом (значні осьові вібрації верху стільця й поперечного ригеля). Вона не є основною причиною руйнування вкладиша підшипника першої опори, хоча й сприяє цьому. Рекомендується зменшити неврівноваженість паропотоку і його пульсацію при подачі на регулюючий ступінь. Провести дефектоскопію й балансування ротора ЦВТ, а також роботи зі зміцнення ригеля фундаменту для виключення перекидання стільця й розцентровки опор. Крім того, необхідно вести спостереження за трендами вібропараметрів вала і траєкторіями руху шийки ротора в розточці підшипника не тільки на опорі № 1, але й на інших опорах для аналізу вібростану після ремонту.

Висновки

Для оперативної або періодичної оцінки вібростану допоміжного устаткування енергоблоку та інших роторних агрегатів в ІПМаш НАН України розроблено мобільний вимірювально-діагностичний комплекс на базі нетбука. Проведена державна метрологічна атестація вимірювальних каналів комплексу. Комплекс використано при діагностуванні вібростану роторного обладнання на декількох електростанціях України. Визначено причини підвищеної вібрації турбоагрегату та розроблено пропозиції щодо зниження її рівня. Створений вимірювач вібрації зі смуговим спектроаналізатором «ИВПА-07» використовується персоналом Харківської ТЕЦ-5 для періодичного контролю вібраційного стану турбоагрегатів.

1. *Технічна* експлуатація електричних станцій і мереж. Правила / ОЕП «Галузевий резервно-інвестиційний фонд розвитку енергетики». – Київ, 2003. – 597 с.
2. *Агрегаты* паротурбинные стационарные. Нормы вибрации опор валопроводов и общие требования к проведению измерений: ГОСТ 25364–97. – Взамен ГОСТ 25364–88; введ. 1999-07-01. – М.: ИПК Изд–во стандартов, 1998.– 6 с.
3. *Агрегаты* паротурбинные стационарные. Нормы вибрации валопроводов и общие требования к проведению измерений: ГОСТ 27165–97. – Взамен ГОСТ 27165–86; введ. 1999-07-01. – М.: ИПК Изд-во стандартов, 1998. – 8 с.
4. *Анализ* повреждаемости оборудования турбин ТЭС / П.Н. Плотник, Б.Е. Мурманский, А.С. Руденко // Совершенствование турбоустановок методами математического и физического моделирования: Сб. трудов Междунар. науч-техн. конф. – Харьков.– 2000. С. 327 – 333.
5. *Вибрация* роторных машин / А.С. Гольдин. – М.: Машиностроение, 2000. – 344 с.
6. *Мобільні* засоби оцінки вібраційного стану енергетичних агрегатів / М.Г. Шульженко, Ю.Г. Єфремов, В.Й. Цибулько, О.В. Депарма // Вісник НТУ «ХПІ». Серія: Енергетичні та теплофізичні процеси й устаткування. – Харків: НТУ «ХПІ», 2014. – № 12(1055). – С. 104–110.
7. *Розроблення* нових засобів оперативного контролю вібропараметрів енергетичного обладнання / М.Г. Шульженко, Ю.Г. Єфремов, В.Й. Цибулько, О.В. Депарма // Теорія та практика раціонального проектування, виготовлення і експлуатації машинобудівних конструкцій: тези доп. 4-ї Міжнародної науково-технічної конференції. – Львів: КІНПАТРІ ЛТД, 2014.– С. 87–88.
8. *Методико-алгоритмічне* забезпечення функціонування мобільного комплексу з оцінки вібраційного стану енергетичних агрегатів /Ю.Г. Єфремов // Вісник НТУ «ХПІ». Серія: Енергетичні та теплофізичні процеси й устаткування. – Харків: НТУ «ХПІ», 2015. – № 17(1126). – С. 111–116.
9. *Шульженко Н.Г.* Задачи термопрочности, вибродиагностики и ресурса энергоагрегатов (модели, методы, результаты исследований): монография / Н.Г. Шульженко, П.П. Гонтаровский, Б.Ф. Зайцев. – Saarbrücken, Germany: LAP LAMBERT Academic Publishing GmbH & Co.KG, 2011.–370 с.
10. *Технология* оценки причин повышенной вибрации турбоагрегатов / Н.Г. Шульженко, Ю.Г. Ефремов, В.И. Цыбулько, А.В. Депарма // Вібрації в техніці та технологіях. – 2012. – № 1 (65). – С. 89–92.
11. *Шульженко М.Г.* Діагностування вібрацій, термоміцності і ресурсу вузлів теплоенергетичних агрегатів / М.Г. Шульженко // Теорія та практика раціонального проектування, виготовлення і експлуатації машинобудівних конструкцій: тези доп. 4-ї Міжнародної науково-технічної конференції. – Львів: КІНПАТРІ ЛТД, 2014. – С. 4.
12. *Рунов Б.Т.* Исследование и устранение вибрации паровых турбоагрегатов / Б.Т. Рунов. – М.: Энергоиздат, 1982.– 351 с.
13. *Дымососы* Д и ДН двустороннего всасывания. URL: http://www.donvent.com/ru/node/25
14. *Применение* методов и средств вибродиагностики для оценки надежности работы турбоагрегатов / Н.Г. Шульженко, Ю.Г. Ефремов, В.И. Цыбулько, А.В. Депарма // Авиационно-космическая техника и технология. – 2013.– № 10(107).– С. 183–188.

ПРОЕКТ 2.4

Розробка вібродіагностичної системи для визначення дефектів промислового обладнання з використанням методів нестаціонарної статистичної обробки вібраційних та акустичних коливань

УДК 621.314:621.393.66

РОЗРОБКА ВІБРОДІАГНОСТИЧНОЇ СИСТЕМИ ДЛЯ ВИЗНАЧЕННЯ ДЕФЕКТІВ ПРОМИСЛОВОГО ОБЛАДНАННЯ З ВИКОРИСТАННЯМ МЕТОДІВ НЕСТАЦІОНАРНОЇ СТАТИСТИЧНОЇ ОБРОБКИ ВІБРАЦІЙНИХ ТА АКУСТИЧНИХ КОЛИВАНЬ

І.М. ЯВОРСЬКИЙ, доктор фіз.-мат. наук, **Р.М. ЮЗЕФОВИЧ, І.Б. КРАВЕЦЬ, І.Й. МАЦЬКО**, кандидати техн. наук,
І.Г. СТЕЦЬКО, головний конструктор
(Фізико-механічний ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України)

Представлено багатомірну модель стохастичних вібраційних сигналів у вигляді взаємозв'язаних періодично корельованих випадкових процесів. Проаналізовані алгоритми й створене програмне забезпечення для обчислення за експериментальними даними взаємоспектральної густини та взаємоспектральних компонентів періодично нестаціонарних випадкових вібрацій, а також середньочасової та покомпонентної функцій когерентності. Наведені технічні характеристики розробленої вібродіагностичної системи ПУЛЬС з керованими частотними характеристиками. Розглянуто результати, отримані з використанням цієї системи при виконанні вібраційних обстежень промислових об'єктів України.

Ключові слова: *багатомірні нестаціонарні вібраційні сигнали, взаємокореляційний та взаємоспектральний аналізи, функція когерентності, діагностичні ознаки, вібродіагностична система*

Вступ. Дана робота була направлена на вивчення зв'язків між імовірнісними характеристиками багатомірних періодично нестаціонарних вібраційних сигналів з параметрами, що описують технічний стан об'єктів тривалої експлуатації (машин і агрегатів з циклічними режимами роботи, трубопроводів) та розробку нових ефективних методів і засобів їх контролю та діагностики. Метою проекту було створення віброакустичної переносної системи для діагностики зубчастих передач, підшипникових вузлів, валів великих механічних систем, підземних комунікацій та для ідентифікації джерел вібраційних коливань. В основу роботи покладено: розробку спектральної теорії багатомірних періодично нестаціонарних вібраційних сигналів та методів їх емпіричного спектрального аналізу; розробку і створення блоків одночасного відбору вібраційних сигналів у різних точках об'єкту за допомогою перетворювачів механічних коливань, блока попередньої обробки і введення даних у персональний комп'ютер; обґрунтування алгоритмів і створення алгоритмічного забезпечення для визначення параметрів сигналів, обґрунтування діагностичних ознак для виявлення дефектів і їх розділення; виготовлення, налагодження, випробовування інформаційно-вимірювальної системи ПУЛЬС при проведенні вібраційних обстежень промислових об'єктів України.

Імовірнісні характеристики взаємозв'язаних періодично нестаціонарних вібраційних сигналів. Математична модель вібраційних сигналів у вигляді періодично корельованих випадкових процесів (ПКВП) дає можливість описати дві важливі їх властивості: циклічність та стохастичність. Перша з них зумовлена циклічними детермінованими силами, що виникають у процесі роботи механізмів, а друга пов'язана з процесами тертя, спонтанними ударами, турбулентністю мастил і т. п. При цьому взаємодія стохастичності та циклічності є ознакою виникнення дефекту. Така взаємодія, як показали наші попередні дослідження, може бути описана імовірнісними характеристиками ПКВП: кореляційною функцією, спектральною густиною та їх коефіцієнтами Фур'є. З використанням цих характеристик дефекти вдається виявляти вже на ранніх стадіях розвитку [1–3].

© І.М. ЯВОРСЬКИЙ, Р.М. ЮЗЕФОВИЧ, І.Б. КРАВЕЦЬ, І.Й. МАЦЬКО, І.Г. СТЕЦЬКО, 2015

У випадку складних та великих механічних систем доцільно використовувати набір первинних перетворювачів, розміщених на об'єкті, оскільки місце виникнення дефекту є апріорі невідомим. При цьому віброакустичні хвилі поширюються й досягають первинних перетворювачів за різних умов. Використання взаємокореляційного та взаємоспектрального аналізів уможливлює локалізацію дефектів і розділення їх джерел, що дозволяє розробити відповідну методику неруйнівного контролю стану механічних систем, розширюючи тим самим можливості одномірної діагностики.

Взаємокореляційна функція зв'язаних ПКВП $\xi(t)$ і $\eta(t)$ є періодичною функцією часу $b_{\xi\eta}(t,u) = E\overset{\circ}{\xi}(t)\overset{\circ}{\eta}(t+u) = b_{\xi\eta}(t+T,u)$, $\overset{\circ}{\xi}(t) = \xi(t) - m_\xi(t)$, $m_\xi(t) = E\xi(t)$, $\overset{\circ}{\eta}(t) = \eta(t) - m_\eta(t)$, $m_\eta(t) = E\eta(t)$ і може бути представлена рядом Фур'є:

$$b_{\xi\eta}(t,u) = \sum_{k\in\mathbf{Z}} B_k^{(\xi\eta)}(u) e^{ik\omega_0 t} \sum_{i=1}^{n} X_i Y_i,\ \omega_0 = \frac{2\pi}{T}.$$

Величнини $B_k^{(\xi\eta)}(u)$ називають взаємокореляційними компонентами. Взаємокореляційні компоненти вищих номерів $B_k^{(\xi\eta)}(u)$, $k \neq 0$, характеризують зв'язки між властивостями нестаціонарності двох ПКВП-сигналів. Періодично змінюється за часом і взаємоспектральна густина

$$f_{\xi\eta}(\omega,t) = \frac{1}{2\pi}\int_{-\infty}^{\infty} b_{\xi\eta}(t,u) e^{-i\omega u}\,du = \sum_{k\in\mathbf{Z}} f_k^{(\xi\eta)}(\omega) e^{ik\omega_0 t},$$

де

$$f_k^{(\xi\eta)}(\omega) = \frac{1}{2\pi}\int_{-\infty}^{\infty} B_k^{(\xi\eta)}(u) e^{-i\omega u}\,du.$$

Виходячи з гармонічних представлень ПКВП-сигналів

$$\xi(t) = \sum_{k\in\ddot{y}} \xi_k(t) e^{ik\omega_0 t},\ \eta(t) = \sum_{k\in\ddot{y}} \eta_k(t) e^{ik\omega_0 t},$$

де $\xi_k(t)$ і $\eta_k(t)$ – стаціонарно зв'язані випадкові процеси, для взаємокореляційних і взаємоспектральних компонентів маємо:

$$B_k^{(\xi\eta)}(u) = \sum_{q\in\ddot{y}} R_{q-k,\,q}^{(\xi\eta)}(u) e^{iq\omega_0 u},\ f_k^{(\xi\eta)}(\omega) = \sum_{q\in\ddot{y}} f_{q-k,\,q}^{(\xi\eta)}(\omega - q\omega_0), \qquad (1)$$

при цьому $R_{pq}^{(\xi\eta)}(u) = E\overline{\overset{o}{\xi}_p(t)}\overset{o}{\eta}_q(t+u)$, $\overset{o}{\xi}_p(t) = \xi_p(t) - m_p^{(\xi)}$, $\overset{o}{\eta}_q(t) = \eta_q(t) - m_q^{(\eta)}$, $m_p^{(\xi)} = E\xi_p(t)$, $m_q^{(\eta)} = E\eta_q(t)$, а $\overline{}$ – знак спряження, а $f_{pq}^{(\xi\eta)}(\omega)$ – взаємоспектральні густини стаціонарних компонентів $\xi_p(t)$ і $\eta_q(t)$. Зі співвідношень (1) випливає, що $B_k^{(\xi\eta)}(u) \neq 0$, $k \neq 0$, а отже і $f_k^{(\xi\eta)}(\omega) \neq 0$ тільки в тому випадку, коли стаціонарні компоненти $\xi_p(t)$ і $\eta_q(t)$ різних номерів $p \neq q$ є корельованими.

Для характеристики пов'язаності двох ПКВП-сигналів у частотній області введемо функцію когерентності:

$$\gamma_k^{(\xi\eta)}(\omega)=\frac{\left|f_k^{(\xi\eta)}\left(\omega+k\frac{\omega_0}{2}\right)\right|}{\left[f_0^{(\xi\eta)}\left(\omega-k\frac{\omega_0}{2}\right)f_0^{(\xi\eta)}\left(\omega+k\frac{\omega_0}{2}\right)\right]^{\frac{1}{2}}}. \qquad (2)$$

Ця величина характеризує ступінь корельованості між спектральними компонентними сигналу $\xi(t)$ на частоті $\omega-k\frac{\omega_0}{2}$ і сигналу $\eta(t)$ на частоті $\omega+k\frac{\omega_0}{2}$. Якщо сигнали $\xi(t)$ і $\eta(t)$ є результатами лінійних перетворень одного й того ж ПКВП-сигналу $\zeta(t)$ (рис. 1), то

$$\gamma_k^{(\xi\eta)}(\omega)=\frac{\left|f_k^{(\zeta)}\left(\omega+k\frac{\omega_0}{2}\right)\right|}{\left[f_0^{(\zeta)}\left(\omega-k\frac{\omega_0}{2}\right)f_0^{(\zeta)}\left(\omega+k\frac{\omega_0}{2}\right)\right]^{\frac{1}{2}}}. \qquad (3)$$

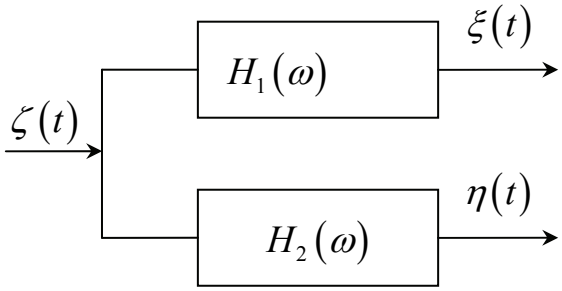


Рис. 1. Схема формування сигналів ($H_1(\omega)$ і $H_2(\omega)$ – передавальні функції лінійних перетворень)

Зі співвідношення (3) випливає, що функція когерентності двох ПКВП-сигналів, отриманих у результаті різних лінійних перетворень одного й того ж ПКВП-сигналу, дорівнює функції автокогерентності вхідного сигналу. А це означає, що при лінійних перетвореннях функція автокогерентності сигналу не змінюється, тобто є інваріантом.

Періодично-нестаціонарно зв'язаними два ПКВП-сигнали будуть тільки у випадку, коли існують такі $k\neq l$, що $f_{kl}^{(\xi\eta)}(\omega)\neq 0$. Для характеристики такої зв'язності введемо покомпонентну функцію когерентності, яка визначається формулою:

$$\gamma_{kl}(\omega)=\frac{\left|f_{kl}^{(\xi\eta)}(\omega)\right|}{\left[f_{kk}^{(\xi)}(\omega)f_{ll}^{(\eta)}(\omega)\right]^{\frac{1}{2}}}. \qquad (4)$$

Ця функція, як і величина (4), не змінюється при лінійних перетвореннях.

Щоб розрізнити величини (3) і (4), першу з них називатимемо середньочасовою функцією автокогерентності. Відмінність від нуля функції $\gamma_{kl}^2(\omega)$ для будь-яких $k\neq l$, як і функції $\gamma_k^2(\omega)$ для будь-яких $k\neq 0$, є необхідною і достатньою умовою періодично-нестаціонарної зв'язаності двох ПКВП-сигналів.

Функція когерентності (3) є загальною характеристикою пов'язаності властивостей нестаціонарності сигналів. Вона визначає ступінь корельованості спектральних компонентів сигналів. Покомпонентна

функція когерентності (4), характеризуючи кореляційні зв'язки між випадковими процесами, які модулюють основні гармонічні складові сигналів, дає можливість більш детально проаналізувати структуру цієї пов'язаності. Такий аналіз є важливим з тієї причини, що стохастична модуляція гармонік зумовлена власне появою дефектів, тому його результати можуть бути використані для більш ефективного розділення дефектів і встановлення їх типів.

Обчислення функції когерентності (3) за експериментальними даними може бути проведено на основі попереднього оцінювання авто- та взаємоспектральних компонентів [4]:

$$\hat{f}_k^{(\xi,\eta)}(\omega) = \frac{\Delta u}{2\pi} \sum_{r=-L}^{L-1} k(r\Delta u)\, \hat{R}_k^{(\xi,\eta)}(r\Delta u)\, e^{-i\omega r\Delta u}, \tag{5}$$

$$\hat{f}_k^{(\xi\eta)}(\omega) = \frac{\Delta u}{2\pi} \sum_{r=-L}^{L-1} k(r\Delta u)\, \hat{R}_k^{(\xi\eta)}(r\Delta u)\, e^{-i\omega r\Delta u}, \tag{6}$$

де $k(u)$ – кореляційне вікно. Похибка такого обчислення функції когерентності буде допустимою, якщо величини зміщень та дисперсій оцінок спектральних компонентів не перевищуватимуть певних наперед заданих величин.

Для обчислення покомпонентної функції когерентності (4) потрібно спочатку з реалізацій ПКВП-сигналів виділити їх стаціонарні компоненти і на основі отриманих даних провести оцінювання їх авто- та взаємоспектральних густин. Один з методів виділення стаціонарних компонентів полягає в застосуванні перетворення [3, 5]

$$\xi_k(t) = \int_{-\infty}^{\infty} h(t-\tau)\,\xi(t)\, e^{-ik\omega_0\tau}\, d\tau,$$

де $h(\tau) = \frac{1}{\pi\tau}\sin\frac{\omega_0\tau}{2}$ – імпульсний відгук смугового фільтра, передавальна функція якого має вигляд

$$H(\omega) = \begin{cases} 1, & \omega \in \left[-\frac{\omega_0}{2}, \frac{\omega_0}{2}\right], \\ 0, & \omega \notin \left[-\frac{\omega_0}{2}, \frac{\omega_0}{2}\right]. \end{cases}$$

Оцінки авто- та взаємоспектральних густин можна обчислити, використовуючи метод Блекмана-Т'юкі:

$$\hat{f}_{kl}^{(\xi,\eta)}(\omega) = \frac{\Delta u}{2\pi} \sum_{r=-L}^{L-1} k(r\Delta u)\, \hat{R}_{kl}^{(\xi,\eta)}(r\Delta u)\, e^{-i\omega r\Delta u}, \tag{7}$$

$$\hat{f}_{kl}^{(\xi\eta)}(\omega) = \frac{\Delta u}{2\pi} \sum_{r=-L}^{L-1} k(r\Delta u)\, \hat{R}_{kl}^{(\xi\eta)}(r\Delta u)\, e^{-i\omega r\Delta u}, \tag{8}$$

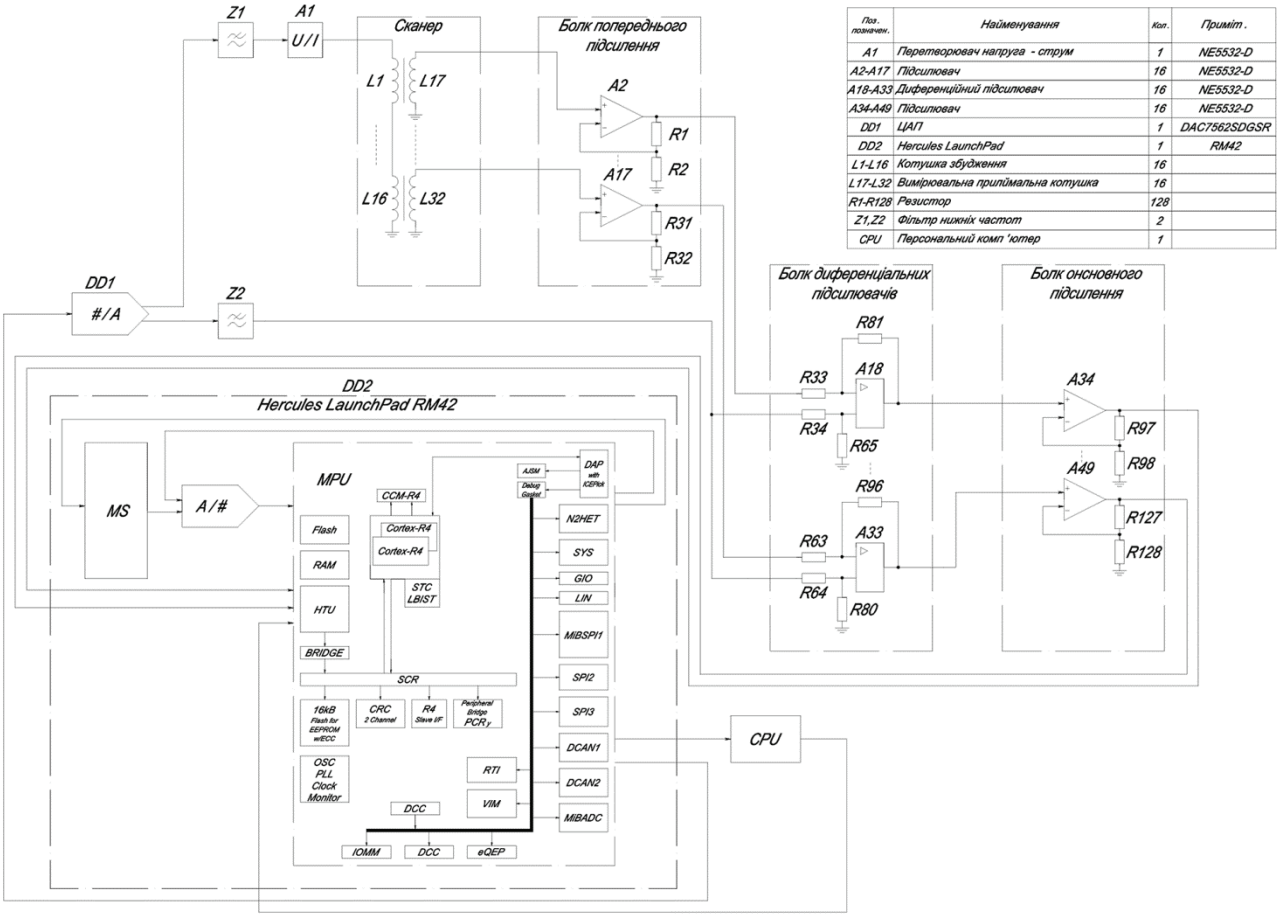
де $\hat{R}_{kl}^{(\xi,\eta)}(r\Delta u)$ і $\hat{R}_{kl}^{(\xi\eta)}(r\Delta u)$ – оцінки відповідних кореляційних функцій.

Щоб забезпечити потрібні похибки оцінок функцій когерентності (3) і (4), параметри обробки необхідно вибирати так, щоб величини похибок обчислення (5)–(8) не перевищували допустимих меж.

Вібродіагностична система ПУЛЬС. На основі розробленої методології аналізу стохастичних коливань з використанням сучасних елементів мікроелектроніки та відповідного програмного забезпечення у Фізико-механічному інституті ім. Г.В. Карпенка НАН України в лабораторії вібродіагностики створена мобільна вібродіагностична система ПУЛЬС. Вона призначена для відбору та обробки вібраційних сигналів обертових механізмів з метою виявлення і попередження дефектів на ранніх стадіях їх зародження, для попередження аварійних ситуацій на турбогенераторах, нафтоперекачувальних станціях, бурильних установках, для діагностики тіл обертання, електродвигунів, газоперекачувальних агрегатів, портальних кранів, електрогенеруючих установок (високовольтні трансформатори в тому числі) і т.п.

Структурна схема вібраційної діагностичної системи ПУЛЬС показана на рис. 2.

Система складається з таких основних вузлів: диференціальних підсилювачів сигналу для роботи як з електронними так і п'єзокерамічними давачами віброприскорення; фазолінійних фільтрів 8 порядку; схеми управління частоти зрізу фільтрів низьких частот; швидкодіючого аналого-цифрового перетворювача E20-10 фірми *L-card* [6, 7]; каналу синхронізації відбору сигналів; модуля регулятора температури; блоку живлення та персонального комп'ютера.



Поз. позначен.	Найменування	Кол.	Приміт.
A1	Перетворювач напруга - струм	1	NE5532-D
A2-A17	Підсилювач	16	NE5532-D
A18-A33	Диференційний підсилювач	16	NE5532-D
A34-A49	Підсилювач	16	NE5532-D
DD1	ЦАП	1	DAC7562SDGSR
DD2	Hercules LaunchPad	1	RM42
L1-L16	Котушка збудження	16	
L17-L32	Вимірювальна приймальна котушка	16	
R1-R128	Резистор	128	
Z1,Z2	Фільтр нижніх частот	2	
CPU	Персональний комп 'ютер	1	

Рис. 2. Структурна схема вібраційної діагностичної системи ПУЛЬС

Для узгодження п'єзокерамічних давачів віброприскорення використовуються перетворювач заряду, побудований на спеціалізованій інтегральній мікросхемі фірми *Analog Devices* типу AD745. З метою розширення функціональних можливостей, а також використання розроблених електронних давачів віброприскорення на базі сенсора *ADXL001*, що добре зарекомендували себе в роботі в реальних умовах, додатково введена схема узгодження сигналу згаданого сенсора з аналого-цифровим перетворювачем.

На рис. 3 та рис. 4 представлені зовнішній та внутрішній вигляд системи ПУЛЬС.

Рис. 3. Система ПУЛЬС, зовнішній вигляд

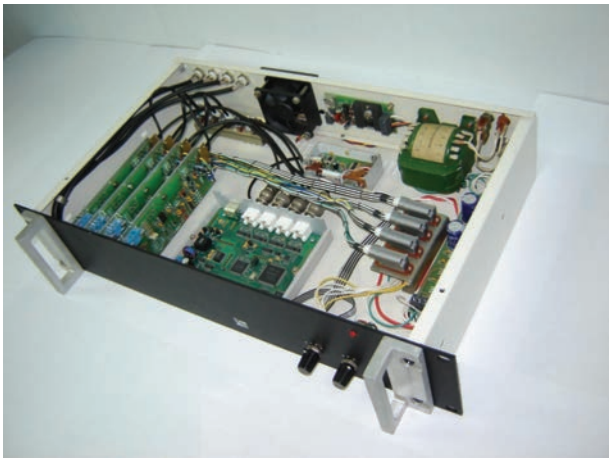


Рис. 4. Система ПУЛЬС, внутрішній вигляд

Основні електричні параметри давача віброприскорення:

коефіцієнт перетворення в амплітудному значенні по напрузі	0.11±0,016 мВ/g;
коефіцієнт перетворення в амплітудному значенні по заряду	0,24±0,08 пКл/g;
ємність, не більше	2200±330 пФ;
власна резонансна частота, не менше	90 кГц;
нерівномірність амплітудно-частотної характеристики в діапазоні частот	від 100 до 5000 Гц ± 1дБ;
основна похибка, не більше	±10 %.

Керування смугою пропускання фазолінійних фільтрів низьких частот встановлюється дискретно в широкому діапазоні значень на початку відбору вібраційних сигналів. Послаблення (заникання) сигналу на подвійній частоті зрізу $\left(2F_{зрізу}\right)$ становить не менше, як 43 dB (141 раз по напрузі).

У якості давача віброприскорення вибраний п'єзокерамічний акселерометр типу АВС117, власна резонансна частота якого знаходиться в межах 100 кГц.

Основою системи є швидкодіючий модуль аналого-цифрового перетворення Е20-10 з USB2 інтерфейсом. Його основні властивості: забезпечення неперервного 16 бітового збору даних по USB2 інтерфейсу; можливість програмного встановлення чутливості по кожному із каналів; частота перетворення аналого-цифрового перетворювача встановлюється програмно від 1 мГц до 10 мГц; багаторежимна синхронізації старту збору даних.

Максимальна тактова частота аналого-цифрового перетворювача складає 10 МГц, що дасть можливість обробляти вхідні аналогові сигнали зі смугою пропускання до 1.25 Мгц при одночасно включених 4 каналах відбору інформації.

Дослідження вібраційного стану промислових об'єктів. Наведемо приклади застосування покомпонентної функції когерентності (4) для розділення джерел дефектів підшипників ковзання турбоагрегатів Добротвірської ТЕС та встановлення їх типів. Моніторинг вібраційного стану підшипників проводився за допомогою переносної вібродіагностичної системи ПУЛЬС. Акселерометри *Analog Device* розміщувалися на корпусі вузла. Частота відбору 2 кГц, час відбору – 20 с.

Статистична обробка сигналів проводилася з використання розвинутих авторами проекту методів статистики ПКВП, при цьому попередньо здійснювався пошук прихованих періодичностей у часових змінах як детермінованої, так і стохастичної складових сигналів. Оцінки періодів нестаціонарності знаходилися за допомогою компонентного методу та методу найменших квадратів. На початкових стадіях досліджень була виявлена відносно слабка взаємодія детермінованої та стохастичної складових, про що свідчать відносно незначні зміни з часом оцінок імовірнісних характеристик другого порядку – дисперсії, кореляційної функції та спектральної густини. З розвитком дефекту ці зміни стають дедалі глибшими. На рис. 5 представлені оцінки дисперсії та її коефіцієнтів Фур'є, отримані на основі реалізації вібраційного сигналу, відібраного при розвинутому дефекті. З використанням лінійної смугової фільтрації [3, 5] були виділені стаціонарні

компоненти сигналу і проведено їх взаємокореляційний і взаємоспектральний аналізи.

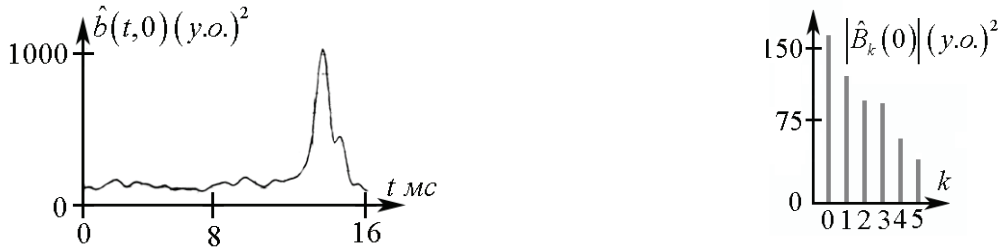


Рис. 5. Оцінки дисперсії та її коефіцієнтів Фур'є для розвинутого дефекту

Оцінки покомпонентних функцій когерентності для різних номерів корельованих стаціонарних модулюючих процесів представлені у вигляді сумісних графіків на рис. 6.

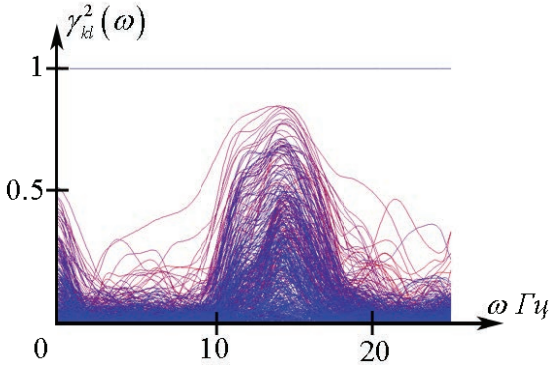


Рис. 6. Оцінки покомпонентних функцій когерентності випадкової складової сигналу

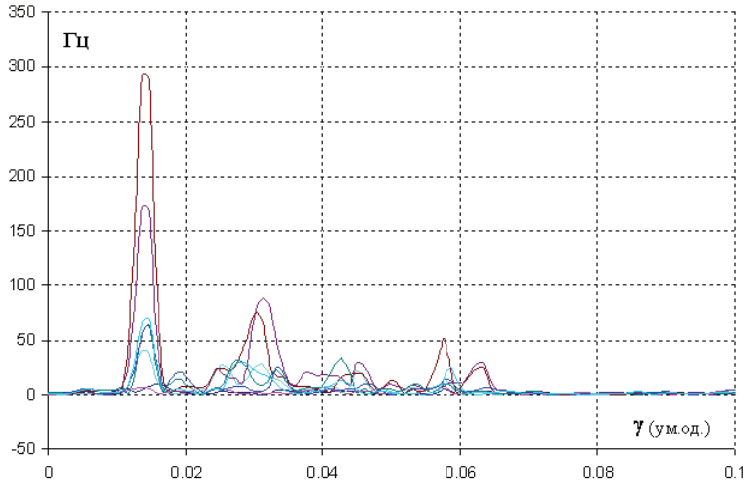


Рис. 7. Покомпонентні функції когерентності підшипника кочення

Видно, що більшість стаціонарних компонент корелюють між собою в смузі 13–16 Гц, а максимуму функції когерентності досягають в точці, близькій до 16 Гц. Даний факт дає змогу стверджувати про наявність дефекту «обертовий зрив». Такий висновок підтверджується також аналізом оцінок спектральних компонентів ПКВП, які отримуються на основі оцінок взаємоспектральних густин стаціонарних компонентів.

Використання покомпонентної функції когерентності виявилося ефективним при встановленні й інших дефектів підшипникових вузлів, в тому числі збільшення зазору між шийкою вала й бабітовим вкладишем та підшипника з дефектом «вихрова змазка». В першому випадку оцінка покомпонентної функції когерентності досягає максимуму при 25 Гц, а в другому – 23 Гц, що дає змогу ідентифікувати типи дефектів.

З використанням покомпонентної функції когерентності було проведено ідентифікацію дефектів

підшипника кочення механізмів на ряді підприємств України. На рис. 5 представлено функцію когерентності двомірних вібраційних сигналів підшипника кочення SKF 7212 BECBM, який міститься в компресорі низького тиску на підприємстві «Компанія ЕНЗИМ» ТМ «Львівські дріжджі». З рисунку видно, що на покомпонентних функція підшипника кочення є піки, які зумовлені одним і тим же дефектом, а саме дефектом підшипника кочення на зовнішньому кільці.

Верифікація підходу також була проведена з використанням вібро-механічного стенду у лабораторії вібродіагностики та при обробці модульованих вібраційних сигналів з дефектами на зовнішньому і внутрішньому кільцях. Така симуляція була проведена шляхом використання числового розв'язування нелінійних диференціальних рівнянь 2-ого порядку, які описують двомірні вібраційні сигнали підшипників кочення.

Висновки

Розроблено нову багатоканальну переносну вібродіагностичну систему ПУЛЬС з керованими частотними характеристиками. Завдяки використанню швидкодіючого аналого-цифрового перетворювача при використанні відповідних давачів система дає можливість реєструвати сигнали до 5 МГц при одноканальному, 2.5 Мгц при дво- та 1.25 Мгц при чотириканальних варіантах відбору вібраційних сигналів. Система може здійснити попередню обробку вібраційних сигналів у реальному часі з можливістю зберігання їх для подальшої обробки.

2. Створено алгоритмічне забезпечення для взаємокореляційного і взаємоспектрального аналізу періодично нестаціонарних вібраційних сигналів, в тому числі для обчислення введених функцій когерентності двох типів. Перша з них є загальною характеристикою пов'язаності властивостей нестаціонарності сигналів, вона визначає ступінь корельованості гармонічних складових сигналів. Друга – характеризує кореляційні зв'язки між випадковими процесами, які модулюють основні гармонічні складові сигналів, що дає можливість більш детально проаналізувати структуру цієї пов'язаності. Обидві функції когерентності є інваріантами відносно лінійних перетворень. Оскільки поява дефектів супроводжується нелінійними ефектами, то ці величини доцільно використовувати при розділенні джерел дефектів, а їх частотні залежності – для встановлення їх типів.

3. З використанням покомпонентної функції когерентності проведено аналіз дефектів, які виникають у підшипникових вузлах на промислових підприємствах України.

1. *Назарчук З.Т., Яворський І.М., Михайлишин В.Ю.* Застосування теорії періодично корельованих випадкових процесів до раннього виявлення дефектності обертових систем // 3-я міжнародна конференція «Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій». – Львів, 2004. – С. 403–410.
2. *Яворський І.М., Драбич П.П., Кравець І.Б. та ін*. Методи і засоби ранньої діагностики обертових механізмів // Праці міжнар. наук.-техн. конф. «Ресурс, надійність та ефективність використання енергетичного обладнання». – Харків, 2010. – С. 31–38.
3. *Яворський І.М*. Математичні моделі та аналіз стохастичних коливань. – Львів: ФМІ НАН України, 2013. – 802 с.
4. *Яворський І.М., Юзефович Р.М., Мацько І.Й., Шевчик В.Б*. Когерентний взаємоспектральний аналіз періодично нестаціонарних вібраційних сигналів // Відбір і обробка інформації. – 2014. – № 41 (117). – С. 12–19.
5. *Javorskyj I., Leskow J., Kravets I., Isayev I., Gajecka E*. Linear filtration methods for statistical analysis of periodically correlated random processes - Part II :Harmonic series representation // Signal Processing. – 2011. – Vol. 91. – P. 2506–2519.
6. *Гарманов А.В*. Подключение електроизмерительных приборов. Решение вопросов электросовместимости и помехозащищенности. – Москва, 2003. – 39 с.
7. *Гарманов А.В.* Устройство для мобильных систем E20-10. Руководство пользователя. – М., 2012. – 61 с.

ПРОЕКТ 2.5

Розробка методики безсканівної ультразвукової дефектоскопії трубопроводів

МОНИТОРИНГ СОСТОЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ТРУБОПРОВОДОВ. Первое отечественное оборудование по НЧ УЗК в Украине

В.А. ТРОИЦКИЙ, В.М. ГОРБИК, Н.В. ЛУКАШЕВ
(Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина)

В отделе неразрушающих методов контроля качества сварных соединений Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины при выполнении научно-исследовательских работ по проекту Р2.5 «Розробка методики безсканівної ультразвукової дефектоскопії та впровадження розробленої системи контролю на промислових об'єктах» («Ресурс») создана ультразвуковая аппаратура для контроля состояния технологических трубопроводов и других протяженных объектов.

Технологические трубопроводы являются самым распространенным видом сооружений, которые находят широкое применение в различных отраслях промышленности. Они используются для транспортировки жидких, газообразных и сыпучих веществ при различных давлениях и температуре. Диаметры технологических трубопроводов колеблются в большом диапазоне. Технологические трубопроводы промышленных предприятий, а также трубопроводы водо-, тепло- и газоснабжения предприятий коммунального хозяйства обычно имеют относительно малый диаметр. К общим проблемам всех этих видов трубопроводов относятся: большое количество сварных соединений, подавляющее большинство которых является стыковыми кольцевыми; разнотолщинность; разный возраст отдельных труб; большое число ремонтных участков и т.п., что недопустимо в магистральных трубопроводах. Чаще всего технологические трубопроводы подвергаются только визуальному контролю, поскольку радиография для них слишком дорога, а ультразвуковой контроль выполняется выборочно там, где позволяют толщина и кривизна поверхности.

Вместе с тем, как при сооружении, так и при эксплуатации важно проверять работоспособность технологических трубопроводов всех категорий, выполнять периодический мониторинг их технического состояния. Однако проводить мониторинг таких трубопроводов обычными методами НК трудоемко и малорентабельно, так как такие трубопроводы часто находятся в изоляции, под землей, некоторые секции труб высоко подняты над землей, отдельные участки погружены в воду, расположены в рукавах (трубап в трубе) под железнодорожными и другими переходами. К сожалению, диагностика технологических трубопроводов пока базируется на общих понятиях старения металла, как сварного шва, так и тела трубы без оценки реального их состояния. Для отдельных участков этих объектов необходим какой-либо интегральный метод диагностики. В последние годы существенный прогресс в развитии методов оценки качества общего технического состояния технологических трубопроводов внесла разработка технологии интегральной их дефектоскопии с использованием метода дальнедействующего без сканирующего низкочастотного ультразвукового контроля (НЧ УЗК) направленными волнами. Значительным преимуществом этого метода перед традиционными методами ультразвукового контроля является возможность его использования при быстром экспресс-контроле общего состояния трубопроводов сразу после их монтажа для формирования первоначальной дефектограммы, так и при последующем их мониторинге, для создания информационной базы, наблюдения за ресурсом этих трубопроводов. К главным преимуществам метода дальнодействующего НЧ УЗК относятся быстродействие, отсутствие сканирования поверхности тела протяженного объекта, обнаружение только крупных серьёзных поражений и т.д.

Метод НЧ УЗК основан на возбуждении в контролируемом протяженном трубопроводе низкочастотных льтразвуковых колебаний из зоны установки акустического блока. Акустические антенны создаются на основе различных типов излучателей: пьезоэлектрических, магнитострикционных или электромагнито-акустических преобразователей. Чаще всего для этих целей используются акустические антенны на основе пьезоэлектрических преобразователей, которые обеспечивают как возбуждение УЗ колебаний в трубопроводе, так и прием отраженных эхосигналов от различных видов отражателей трубопровода. Принцип возбуждения НЧ УЗК волн и их отражения от несплошностей и конца трубы приведен на рис. 1.

© В.А. ТРОИЦКИЙ, В.М. ГОРБИК, Н.В. ЛУКАШЕВ, 2015

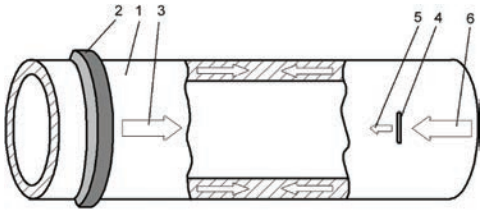


Рис. 1. Принцип возбуждения и отражения низкочастотных ультразвуковых волн от несплошностей и конца трубы: 1 – труба; 2 – антенна; 3 – направление излучения; 4 – отражатель в теле трубы; 5 – направление отраженного сигнала: 6 – отражение от торца трубы

Упругие нормальные волны в трубе могут создаваться трех типов: продольные, изгибные и крутильные (рис. 2.), обозначаемые буквами L, F, T.

Все отражатели в трубопроводе можно разделить на два вида: симметричные и асимметричные. К симметричным отражателям относятся сварные швы и фланцы, местоположение которых на трубопроводе известно по технической документации. Эхосигналы от симметричных отражателей являются важными метками для определения местоположения асимметричных отражателей, к которым относятся дефектные участки трубы, обусловленные чаще всего повреждениями поперечного сечения стенки трубы из-за коррозии и эрозионного износа стенки трубы. Коррозионные поражения стенки трубы ориентированы как вдоль окружности трубы, так и вдоль продольной оси трубы. Они могут находиться на внутренних и наружных поверхностях. Повреждения, обусловленные эрозионным износом стенки трубы, чаще всего ориентированы вдоль продольной оси трубы и расположены со стороны внутренней поверхности. Асимметричные отражатели могут располагаться в различных местах трубы. Для определения координат их местоположения вдоль трубы служат эхосигналы от симметричных отражателей.

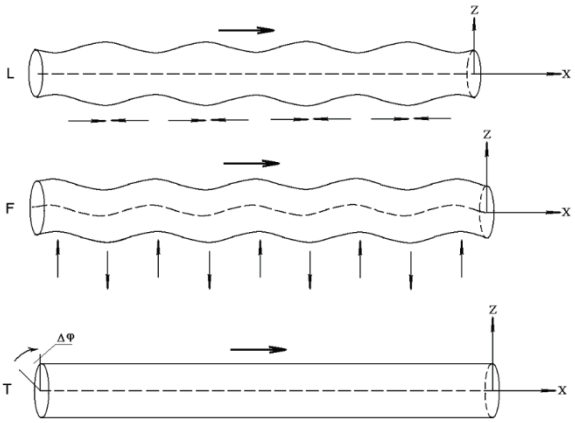


Рис. 2. Схематическое смещение частичек в теле трубы при распространении продольных (L), изгибных (F) и крутильных (T) волн

Для акустического портрета общего состояния трубопровода с помощью НЧ УЗК используют, в основном крутильные и продольные волны нулевого порядка T(0,1) и L(0,1), L(0,2). Существенной особенностью этих волн является минимальная дисперсия их групповых скоростей в используемых диапазонах частот.

Визуально распространение крутильных направленных волн (рис. 1) можно представить в виде кольцевой волны, которая проходит вдоль трубы по всему сечению и взаимодействует с поперечным сечением трубы в каждой точке. Приемлемой модой является быстродвижущаяся нулевая продольная мода L (0,2), скорость которой равна 5900 м/с в стали и не зависит от частоты в диапазоне частот выше 20 кГц.

Крутильные волны с модой нулевого порядка T(0,1) характеризуются равенством фазовой и групповой скоростей и не обладают дисперсностью. Отсутствие дисперсии и низкая скорость (3250 м/с) крутильной волны позволяют уменьшить мертвую зону и улучшить разрешающую способность. Крутильная волна обязательно проявляется от нулевой частоты со скоростью поперечных волн, существует на любой частоте при постоянной скорости поперечных волн и является осесимметричной модой.

Исследования по изучению процессов распространения низкочастотных направленных волн в протяженных трубопроводах проводились на экспериментальном трубопроводе длиной 48 м, выполненного из труб длиной 6 м с внешним диаметром 114 мм и толщиной стенки 6 мм. Трубопровод смонтирован на специальных опорах, которые изолируют его акустически от внешней среды. Исследованы различные типы пьезопреобразователей для возбуждения в трубопроводе направленных волн продольной и крутильной мод, из которых формировались акустические антенны.

В целях отработки технологии обнаружения дефектов в трубах по параметрам отраженных эхосигналов использовали метод физического моделирования реальных дефектов путем изготовления в трубах искусственных локальных несплошностей следующего типа:

- различного типа насечки – аналоги коррозионно-эрозионного поражений;

- зоной утонения стенки трубы на глубине 2…3 мм, площадью 18 × 10 см на расстоянии 3,2 м от одного конца трубы;

- прорезь по окружности трубы шириной 2,5 мм, глубиной 2,5 мм, длиной 0,5 L, где L – длина окружности трубы, на расстоянии 4,48 м от конца трубы;

- прорезь шириной 2,5 мм, глубиной 2,5 мм, длиной 0,3 L на расстоянии 14,91 м от конца трубы.

На этом экспериментальном трубопроводе испытывались антенны для технологических трубопроводов диаметром до 330 мм. Много экспериментов было поставлено для труб теплообменников диаметром до 1,5″ с вводом НЧ УЗ-колебаний со стороны их внутренней поверхности (изнутри т рубок).

Получены обнадеживающие результаты при исследованиях четырех стальных теплообменных труб длиной по 4 м, внешним диаметром 21,7 мм, внутренним диаметром 15,7 мм и, соответственно, толщиной стенки 3 мм. В трех из четырех этих труб были изготовлены различные искусственные дефекты, а одну трубу исследовали без искусственных дефектов. В качестве искусственных дефектов использовали:

- сегментную прорезь глубиной 1,8 мм и шириной 1 мм;
- четыре сегментные прорези глубиной 1,8 мм и шириной 1 мм, расположенные в одной плоскости поперечного сечения трубы и сдвинутые один относительно другого на 90^0;
- продольный сегментный паз глубиной 1,8 мм, шириной 11 мм и длиной 200 мм;
- плоскодонные сверления разной глубины диаметром 2 и 4 мм;
- сквозные отверстия диаметром 2 и 4 мм.

Все исследования показали перспективность применения НЧ УЗК для диагностики состояния трубок теплообменников без сканирования их поверхности изнутри, как это сейчас практикуется. Эти исследования подтвердили существенное преимущество метода НЧ УЗК по сравнению с вихретоковым, магнитным и другими методами, используемыми для теплообменных т рубок.

Для расшифровки результатов НЧ УЗК применяли различные толщиномеры и другие технические средства. Метод НЧ УЗК является интегральным, характеризующим трубу в целом, ее акустический портрет требует расшифровки другими методами.

Многочисленные эксперименты с трубами разного сортамента подтвердили высокую выявляемость дефектов, если глубина поражения стенки трубы будет более 5 % ее толщины, а площадь соизмерима с толщиной.

Первый стандарт по НЧ УЗК методу появился в Италии в 2009. Это стандарт UNI/TS 11317 – 2009 г., японский стандарт на эту тему JIS – NDIS 2427 принят в 2010 г. Сейчас в развитых странах это один из наиболее быстро развивающихся методов мониторинга технологических трубопроводов.

Процесс прохождения низкочастотных акустических волн чувствителен к изменениям толщин и сечений стенок труб, к характеру отложений, как на внутренней, так и на внешней поверхности, характеру коррозии и другим изменениям сечения. В форме и амплитуде отраженного эхосигнала эта информация содержится. Поэтому низкочастотный ультразвуковой метод позволяет определить изменения толщин стенок труб по характеру отраженного сигнала, его амплитуде и форме. Время появления отраженного сигнала здесь соответствует только расстоянию вдоль трубы от антенны до отражателя. Отраженный сигнал зависит и от старения структуры металла. Этим определяется глубина проникновения НЧ в металл. Это значительно усложняет интерпретацию результатов длинноволнового контроля. Проблема заключается не только в селектировании отраженного сигнала, но и его обнаружении и выявлении на фоне помех, которые могут быть соизмеримы или превосходить интересующий отраженный сигнал, который

может маскироваться, например, многократно превосходящими его по амплитуде сигналами от сварных швов, фланцев, колен трубы, ответвлений. Необходимо учитывать и то обстоятельство, что эхо-сигнал значительнее ослабляется при отражении с дальних участков трубопроводов. Эти особенности данного метода, к сожалению, потенциальные заказчики НЧ УЗК-метода плохо себе представляют, предполагая точность и чувствительность этого метода соизмеримой с аналогичными характеристиками традиционного высокочастотного ультразвукового контроля. Основное и неоспоримое преимущество длинноволнового НЧ УЗК-метода – это возможность достаточно быстро без сканирования поверхности объекта выявлять наиболее критические участки трубопроводов без их вскрытия. Поэтому такие системы используют для мониторинга общего состояния длинномерных объектов, технологических труб, где другие методы непримиримы, например:

- при пересечения дорог трубопроводами;
- при прохождения трубопроводов через стену и другие препятствия;
- для определения наличия изношенных секций труб, когда необходимо планирование предстоящих работ;
- надземных и труднодоступных секций трубопровода;
- при выявлении коррозии под изоляцией и с минимальным удалением изоляции;
- криогенных трубопроводов и трубопроводов повышенной температуры;
- заводских трубопроводов всех категорий для получения информации об их состоянии;
- трубопроводов и других протяженных объектов, подходящих к пристани, в прибрежной зоне, например сваи морских платформ и т.п.

Таким образом, НЧ УЗ-контроль существенно расширяет возможности дефектоскопии. Особенно эффективен этот метод для промышленных технологических трубопроводов относительно малого диаметра, получение НЧ-акустических портретов которых облегчает последующую их эксплуатацию.

Принципиальные отличия от традиционного УЗК используемой техники длинноволнового ультразвукового контроля и самих подходов к интерпретации результатов контроля требуют специальной подготовки и сертификации дефектоскопистов.

Начиная с 2000 г. в разных странах ведется подготовка и сертификация персонала по указанному методу в соответствии с общим стандартом по неразрушающему контролю EN14748/2004. Подготовка специалистов организована в институтах, которые имеют реальные системы НЧ УЗК для диагностики трубопроводов направленными волнами, например, в ИЭС им. Е.О. Патона.

В 2011 г. появился американский стандарт ASTM E2775-11 для так называемой базовой конфигурации трубопроводов, которая предполагает открытые прямые и доступные для контроля участки вспомогательных трубопроводов с кольцевыми сварными соединениями. В этом же стандарте указано, что он «определяет общий порядок выполнения тестирования и идентификации по выявлению различных аспектов, имеющих особое значение для получения достоверных данных». Там же указано, что сама интерпретация результатов контроля и критерии приемки исключены из стандарта. Эти критерии определяются индивидуально для каждого типа технологического трубопровода в зависимости от его категории и многих других обстоятельств.

В ИЭС им. Е.О. Патона в процессе выполнения проекта Р2.5 программы «РЕСУРС» разработаны два отечественных диагностических НЧ УЗК-комплекса «Универсал-1П» и «Уныверсал-2П» для определения состояния и коррозионного износа наиболее распространенных трубопроводов диаметром до 630 мм с рабочими резонансными частотами 36 кГц и 16 кГц соответственно. Эти устройства «Универсал-1П» (рис. 3) и «Универсал-2П» (рис. 4) состоят из следующих блоков:

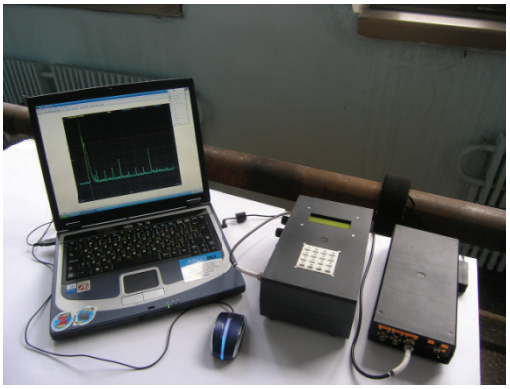


Рис. 3. Диагностический НЧ УЗК-комплекс «Универсал-1П» (36 кГц) на трубе ∅ 114 мм

Рис. 4. Диагностический НЧ УЗК-комплекс «Универсал-2П» (16 кГц) на трубе газового сортамента

- акустической антенны, представляющей собой кольцевой блок акустических преобразователей, расположенных равномерно по диаметру трубы с внешней стороны и прижимаемый к трубе;

- устройства возбуждения зондирующих импульсов, приема отраженных сигналов и программного управления режимами;

- персонального компьютера для регистрации, обработки и анализа полученной информации о техническом состоянии трубопровода.

На рис. 3 показано такое исследование трубопровода длиной 48 м диаметром 114 мм, а на рис. 4 НЧ-установки расположения НЧ при диагностике трубы газового сортамента на производстве.

Экспериментально проверена точность определения расстояния от антенны до выявленных дефектов и сварных швов вдоль трубы, результаты которых отражены в табл. 1 (обозначения соответствуют рис. 5).

Расчет расстояния до шва и дефектов выполняли по формуле $L = \frac{vt}{2}$, где t – время прохождения отраженного эхосигнала на осциллограмме; v = 3200 м/сек – скорость распространения крутильной волны.

Таблица 1. Точность определения расстояния от антенны до выявленных дефектов и сварных швов вдоль трубы

Расстояние	Нумерация швов и дефектов									
	Д1	I	II	Д2	III	IV	V	VI	VII	Торец
По дефекто-грамме УЗК, м	4,15	6,05	12,12	14,97	18,35	24,48	30,78	36,59	42,88	48,68
Измеренное рулеткой, м	4,25	6,04	12,09	15,25	18,34	24,45	30,56	36,62	42,69	48,69
Д1, Д2 – дефекты; I – IV – нумерация швов трубопровода.										

Разметка трубы и ее осциллограмма представлены на рис. 5.

Из таблицы видно, что точность измерения расстояний вдоль оси трубы достаточно высокая (не хуже 30 см) и почти не зависит от расстояния до выявленных отражателей и сварных швов трубы. Этой точности вполне достаточно для определения места шурфления и вскрытия трубопровода. Обращает на себя внимание то обстоятельство, что отраженные сигналы от однотипных кольцевых швов (рис. 5), выполненные одним сварщиком в равных условиях, разные. Это говорит о большой перспективности мониторинга качества монтажных кольцевых швов новых трубопроводов перед их изолированием и опусканием в траншею. Сравнение отраженных сигналов позволяют легко выявить плохо сваренные сварные швы перед изолированием трубопровода.

Фрагменты экспериментальных обследований открытых участков газопровода Краснoперекопского бромзавода (труба Ø 330 мм, толщина стенки 8 мм) показаны на рис. 6. Этот метод здесь был использован для обследования трубопровода протяженностью до 150 м. При этом необходимо отметить высокое качество поверхности трубы, поэтому все многочисленные отраженные сигналы относятся к внутренним отражателям, хорошо различимы отражения во второй половине осциллограммы от фланца трубы (рис. 6). На том же заводе проводились обследования подземного участка газопровода без снятия усиленной

противокоррозионной бризольной изоляции толщиной 9 мм (рис. 7). В этом случае акустические волны практически сразу же затухают, т.к. без зачистки поверхности трубы этот метод не работает.

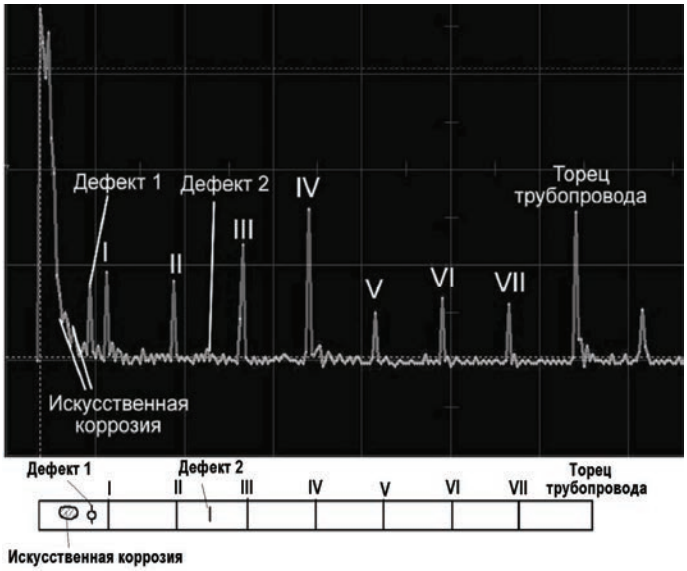
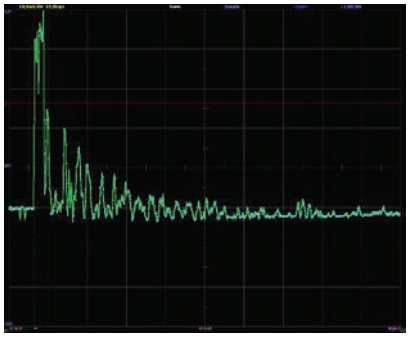


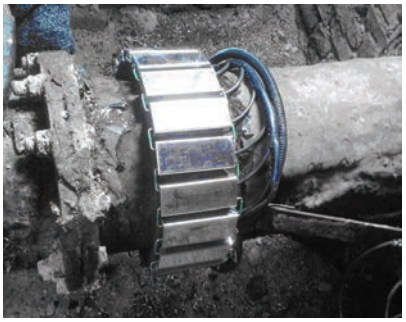
Рис. 5. Осциллограмма эхосигнала на экспериментальном участке трубопровода длиной 48 м, римскими цифрами выполнена нумерация импульсов швов трубопровода, причем три из них хороших (V, VI, VII), два явно плохих (III, IV) и два удовлетворительных (I, II)

а

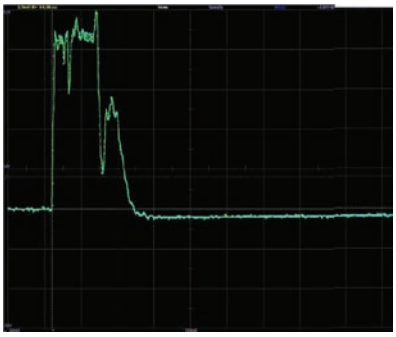


б

Рис. 6. Контроль наземного участка газопровода длиной 150 м (*а*) и осциллограмма отраженных эхосигналов (*б*), ∅ 330 мм



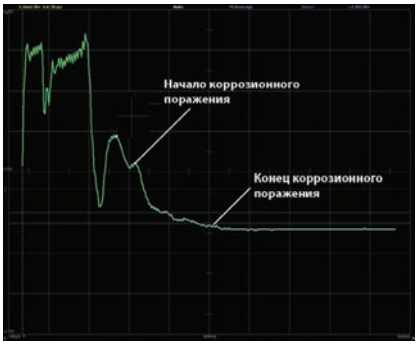
а



б

Рис. 7. Контроль подземного участка газопровода с противокоррозионной изоляцией (*а*) и осциллограмма эхосигнала (*б*)

а



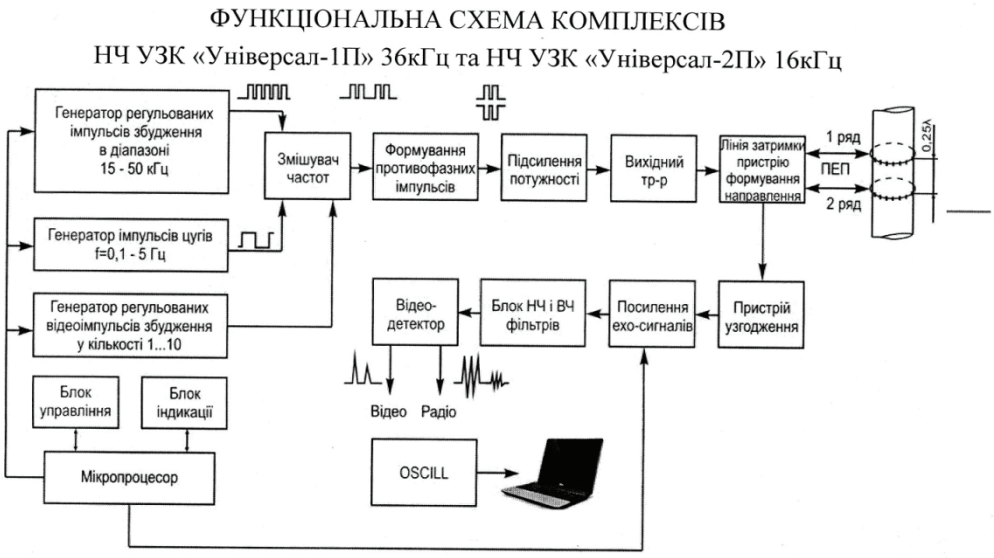
б

Рис. 8. Контроль подземного участка действующей теплотрассы (*а*) и осциллограмма эхосигнала от коррозионного поражения трубопровода (*б*)

Исследования возможности выявления коррозионных поражений НЧ УЗ методом длительное время проводились на полигоне труб ТЭЦ в г. Вишневое с достаточно большим количеством складирования новых и бывших в употреблении труб с различными видами защитной изоляции. Экспериментально подтверждено, что изоляция труб, как их заполнение имеет существенное значение. Так для толстых битумных покрытий дальность НЧ УЗ-контроля не превышала 1 – 3 м. Установлено, что достаточно хорошо НЧ УЗ-волны проходят по трубам с неплотной теплоизоляцией, подобной пенопласту с последующей гидроизоляцией. Все трубы с такой изоляцией были легко обследованы. Длина труб на складе в г. Вишневом не превышала 8 – 12 м. На этих трубах были выявлены скрытые изоляцией участки коррозионных поражений, отверстия врезок, ремонтные участки и другие дефекты.

Все исследования утонений из-за коррозионных поражений подземных участков труб действующей теплотрассы в г. Вишневое были успешными. В местах, указанных НЧ УЗК при гидравлических испытаниях теплотрассы возник разрыв на одном из отмеченных участков трубопровода, т.е. мрачный прогноз НЧ УЗК подтверждался. На трубопроводах с глубоким и обширным коррозионным поражением, как и в очень старых трубах НЧ-колебания далеко не распространяются. На одном из участков теплотрассы (рис. 8) после шурфования была установлена акустическая антенна и выявлен участок сильного коррозионного поражения на расстоянии порядка 6 м от антенны. Это существенно подняло авторитет нового метода. Теперь здесь решено места раскопов, планирование ремонтов и мониторинга проводить с учетом НЧ УЗК. Это особенно важно для старых трубопроводов с высокой степенью коррозионных поражений. Интерпретация результатов контроля в этом случае сравнительно простая – сигнал на участке сильного коррозионного поражения практически полностью затухает, т.е. трубу следует ремонтировать, не допускать ее для дальнейшей эксплуатации. Место сильного затухания НЧ-колебаний эксплуатационниками теплотрассы должно быть изучено и отремонтировано.

На рис. 9 приведена функциональная блок-схема разработанных НЧ-комплексов, на рис. 10 – функциональная блок-схема модернизированной электронной части НЧ УЗК-36М, на рис. 11 – схема формирования однонаправленной направленности приема-передачи сигналов.



- Електронні блоки побудовані по схемам 1-но канальних генераторів зондуючих імпульсів з та приймачів ехо-сигналів.
- Вбудований мікропроцессор забезпечує параметри зондуючих імпульсів (частота,період,тривалість) та регулювання посилення ехо-сигналів.
- Вихідні зондуючі імпульси подаються на антену через блок формування напрямку.

Рис. 9

Технические характеристики трубного дефектоскопа «Универсал 2»:

Диаметр контролируемых труб, мм	– 100 – 630
Тип возбуждаемых колебаний	– крутильные
Частота УЗ колебаний	– 16 кГц
Направленность	– одно- и двухсторонняя
Антенна излучения многоэлементная	– до 32 пьезоэлементов
Электрическая мощность в импульсе, Вт	– 30 ÷ 85
Разрешающая способность, м	– 0,7 ÷ 1,5
Нерабочая зона перед антенной, м	– 2,5
Время установки на трубопроводе, мин.	– 5 ÷ 10
Напряжение источника питания, В	– 12
Усилие прижатия преобразователей, кг	– 20
Степень защиты составных частей комплекса	– IP65
Кабель сопряжения с компьютером	– USB
Ноутбук с оперативной памятью	– ГБ5
Источник автономного питания типа преобразователь 12В/24В	– аккумулятор 12В, 6А
Габариты упакованного дефектоскопа	– 280×500×250
Масса дефектоскопа, кг	– 43

В состав комплекса входит ноутбук, осциллографическая приставка OSCILL, техническая документация, инструкция.

- Блок включає генератор зондуючих імпульсів з 2-х канальними виходами і приймач ехо-сигналів з 2-х канальними малошумними підсилювачами.
- Така побудова дозволяє забезпечити фіксований електронний зсув фази на 90 ° (λ / 4) формувачами імпульсів запуску в генераторі і фазообертачем в приймачі.
- В трансформаторні вихідні каскади генератора вбудований LC-фільтр, який дозволяє виділяти синусоїдальний сигнал з широкосмугового меандру, що покращує відношення сигнал / шум. Додаткове поліпшення останнього забезпечує вбудований смуговий фільтр (36кГц) та прецизійний детектор з підвищеною линійністю в приймачі.
- Можливість підвищення вихідної напруги забезпечує збільшення дальності прозвучення до 120 м .

Рис. 10

Перед началом работы для создания крутильных колебаний преобразователи, собранные в антенну равномерно распределяются на поверхности трубы в одной плоскости перпендикулярной оси трубы.

При толщине стенки трубы существенно меньшей длины волны акустические колебания, которые можно рассматривать как продольные относительно направляющей и поперечные относительно образующей трубы, распространяются в обе стороны от антенны. Продольные колебания имеют скорость по стали 5900 м/с. Из-за замкнутости пути распространения они складываются. При длине окружности кратной длине волны образуют стоячую волну. Поперечные колебания распространяются также в обе стороны, но со скоростью 3250 м/с. В каждой точке трубы колебания являются суммой колебаний от каждого преобразователя и каждого типа волн.

В новом дефектоскопе, у которого антенна состоит из двух рядов преобразователей, размещенных равномерно вокруг трубы с шагом d, и расстоянием между рядами по оси трубы $0{,}25\lambda$, где λ - длина акустической волны, можно создать однонаправленное излучение. Преобразователи в каждом ряду работают синфазно при излучении и при приеме УЗ колебаний.

Рис. 11

Для излучения обеими рядами в одну сторону питание на один из рядов подается с задержкой на четверть периода ($1/4\lambda$). При этом в направлении ряда, сигнал которого задержан, сигналы оказываются синфазными и суммируются. В другом направлении сигналы оказываются в противофазе. При равенстве этих амплитуд излучение в эту сторону отсутствует. Антенна является обратимой. Она переключается из режима излучения в режим приема. Блок формирования направленности под управлением процессора обеспечивает формирование радиоимпульса, и необходимый сдвиг начала излучения на четверть периода колебаний в одном канале относительно другого. Сигнал, излученный антенной, распространяется вдоль трубы, отражается от дефектов, сварных швов, коррозионных язв, трещин и в виде эхо-импульса попадает на те же преобразователи антенны. При приеме эхосигналы проходят через линию задержки, схему баланса амплитуд и усилитель напряжения. Усилитель напряжения выполняет функции полосового фильтра и усилителя с изменяемым коэффициентом передачи, задаваемым с помощью процессора. После усиления эхосигналы, преобразованные в видеосигналы, подаются на осциллографическую приставку OSCILL, представляющую собой аналого-цифровой преобразователь, и предназначенную для оцифровки видеосигналов, подаваемых далее на ПК для отображения на экране монитора.

Дефектоскоп функционирует в двух режимах: «Работа» и «Инсталляция». Режим «Инсталляция» предназначен для ввода параметров, на которых должен работать дефектоскоп. Функционирование дефектоскопа начинается с выбора режима «Работа» или «Инсталляция». В режиме «Инсталляция» набираются и подтверждаются числовые значения параметров, после чего введенное значение отображается на ЖКИ. В режиме «Работа» происходит выполнение предписанных параметров функционирования, поиск дефектов, излучение и пр.

Основным элементом антенны является пьезокерамический элемент, обеспечивающий преобразование электрических колебаний в механические. В зависимости от диаметра контролируемой

трубы антенна формируется из секций, состоящих из соединенных между собой блоков преобразователей. В состав каждого блока преобразователей входят два пьезокерамических элемента. В комплекте дефектоскопа имеются три антенные секции, состоящие из 6, 12 и 14 блоков преобразователей. Качество механического акустического контакта обеспечивается специальным устройством прижатия антенны к поверхности трубы. Элементом сопряжения дефектоскопического комплекса и ноутбука является осциллографическая приставка OSCILL через кабель USB.

Основные операции при подготовке дефектоскопа к работе включают:

- выбор количества блоков преобразователей по диаметру трубы;
- предварительное обжатие антенны на поверхности трубы;
- инсталляция параметров и выбор режимов работы аппаратуры;
- окончательное механическое обжатие антенны, соединение и компоновка всего комплекса устройств дефектоскопа, подключение к источнику питания.

В комплекте имеются соединительные скобы разных размеров, которые можно комбинировать для получения требуемой длины антенны.

В табл. 2 приведено рекомендуемое количество блоков преобразователей в зависимости от внешнего диаметра трубы.

Таблица 2

Диаметр трубы, мм	**100÷191**	**192÷223**	**224÷287**	**288÷319**	**320÷414**	**415÷519**	**520÷630**
Число блоков преобразователей	6	12	14	18	20	26	32

При выборе количества периодов излучения следует иметь ввиду, что максимальная излучающая мощность антенны достигается через 7 периодов (430 мкс). При анализе сильных сигналов с малых расстояний число периодов можно уменьшить до одного во избежание перегрузки приемного тракта. Выбор значений повтора излучения выбирается в пределах 50 ÷ 300 мс в зависимости от дальности локации.

При оценке достоверности контроля трубопроводов методом НЧ УЗК необходима методика определения вероятности принятия правильного решения, заключающаяся в следующем.

При эхоимпульсном методе НЧ УЗК сигналы $S(t)-$, несущие информацию о дефектах, добавляются к помехам $n(t)$ акустического и электрического происхождения, и если энергия сигнала мала, их трудно отличить от помех. Более того, при контроле длинномерных трубопроводов эхосигналы от далеко расположенных участков могут быть даже ниже уровня шума.

В теории обнаружения сигналов существует принципиальное различие между выявляемостью калибровочных и случайных сигналов. Калибровочными сигналами в НЧ УЗК трубопроводов являются эхосигналы от радиальных сварных швов, задвижек и т.п., расположение которых заранее известно оператору, а случайные сигналы – эхосигналы от различных дефектов, расположение и размеры которых заранее неизвестны. Процесс выявления случайных сигналов сводится к выбору одной из двух гипотез:

1) H_0 - сигнала нет, входное воздействие (напряжение) $V(t)$ состоит только из помех $V(t) = n(t)$;

2) H_1 - сигнал присутствует на фоне помехи $V(t) = S(t) + n(t)$.

Неправильный выбор гипотезы приводит к ошибкам, следовательно, необходим соответствующий способ обработки данных $V(t)$, который минимизирует ошибки из-за принятия неправильных решений.

Чтобы ввести понятия статистической теории проверки гипотез, представим, что оператор делает одно измерение величины z (например, амплитуда сигнала) и на основе результата измерений выбирает одну из гипотез H_0 или H_1 дающую лучшее описание экспериментальной ситуации. Если бы величина z (амплитуда сигнала) всегда оказывалась равной D_0, когда справедлива гипотеза H_0 и D_1 и имеет место H_1 то не существовало бы никакой проблемы. Однако из-за ошибки измерения или в результате некоторых непредсказуемых влияний (например, шероховатости поверхности, флуктуации ширины

валика усиления, промышленных электрических помех и т. д.) z является случайной переменной, которая должна описываться статистически путем задания функций распределения плотности вероятности $g_0(z)$ и $g_1(z)$ при гипотезах H_0 и H_1 соответственно.

Оператор должен принять стратегию, которая предписывает определенный выбор одной из двух гипотез при каждом возможном результате измерения. В качестве стратегии может быть принято разделение интервала значений z на две такие области Γ_0 и Γ_1, что оператор выбирает гипотезу H_0, когда величина z лежит в области Γ_0, и гипотезу H_1 когда z лежит в Γ_1. Задача состоит в таком определении этих областей, чтобы обеспечить наибольшую выявляемость дефектов при многократных повторениях эксперимента.

Область Γ_0 значений z, соответствующая выбору гипотезы H_0, может быть задана, например условием $z < z_0$ в то время как Γ_1 соответствует значениям $z > z_0$. Однако независимо от выбора точки раздела z, оператор может иногда принимать неправильное решение. Условная вероятность того, что выборка из совокупности помех будет принята за сигнал от дефекта, т. е. будет выбрана H_1 когда справедлива гипотеза H_0, определяемая выражением $F = \int_{r_1} g_0(z)dz$. Вероятность F называется условной вероятностью ложного сигнала (ошибки I рода). Условная вероятность выбора H, когда справедлива H_1, $Q = \int_{r_0} g_1(z)dz$, где Q - условная вероятность пропуска сигнала (ошибка II рода).

Условная вероятность правильного обнаружения определяется выражением $R = 1 - Q$.

Кроме функций $g_0(z)$ и $g_1(z)$ из результатов измерений, проведенных ранее в аналогичных условиях, в достаточно большом количестве могут быть получены относительные частоты дефектных p и бездефектных участков сварных соединений $q = 1 - p$. Величину p можем назвать априорной вероятностью появления дефекта, q - априорной вероятностью отсутствия дефекта.

Концепция априорной вероятности требует возможности проведения большого числа наблюдений или опытов, нелегко осуществляемых на практике в условиях контроля подземных трубопроводов.

Если условная вероятность ложного сигнала F известна, так же как и априорная вероятность события, дающего ложный сигнал q, вероятность ложного сигнала $\alpha = qF$. Точно также вероятность пропуска сигнала от дефекта $\beta = pQ$. Поскольку ошибка контроля может быть вызвана двумя этими причинами, вероятность ошибки $\varepsilon = qF + pQ$.

Оператор, выбирающий решение из условия минимизации полной вероятности ошибки ε (или вероятность выбора правильного решения $\omega_{ид} = 1 - \varepsilon_{max}$) называется «идеальным оператором». Чтобы оценить выявляемость дефектов с помощью традиционного УЗК, обычно сопоставляют данные неразрушающего контроля (НК) с данными вскрытия проконтролированных объектов.

Для наглядности представления результатов обработки данных НК и их сопоставления с данными вскрытия проконтролируемого объекта используются двоичные матрицы решений, матрицы достоверности контроля, табл. 3. В табл. 3 α_0 - частота ложных сигналов; β_0 - частота пропущенных дефектов; $p_{об} = 1 - \beta_0$ - частота правильно обнаруженных дефектов; $p_{пр.р}$ - частота правильных решений о наличии или отсутствии дефектов; $p_{ош}$ - частота ошибочных решений.

Таблица 3. Двоичная матрица решений

$P_{пр.р} = 1 - (\alpha_0 + \beta_0)$ $P_{ош} = (\alpha_0 + \beta_0)$		**Вскрытие**	
		дефект есть	**дефекта нет**
УЗК	Эхосигнал присутствует	$P_{об} = 1 - \beta_0$	α_0
	Эхосигнал отсутствует	β_0	$1 - \alpha_0$

При ограниченном числе испытаний и сплошном контроле в качестве критерия выявляемости дефектов принимают частоту правильных решений о наличии или отсутствии дефектов, определяемую формулой

$$P_{\text{пр. р}} = 1 - (\alpha_0 + \beta_0);\ \alpha_0 = n_{\text{л}}/(n_0 - n_{\text{д}});\ \beta_0 = n_{\text{п. д}}/n_{\text{д}},$$

где $n_{\text{д}}$ - число измерений, при которых имели место ложные сигналы; n_0 - общее число измерений НЧ УЗК единицы контролируемого трубопровода; $n_{\text{д}}$ - общее число дефектов, обнаруженных после разрушающих испытаний, приведенное к числу измерений; $n_{\text{п.д}}$ - число измерений, при которых были пропущены дефекты.

Ниже приведена двоичная матрица достоверности контроля, полученная в результате обработки данных 15 специальных образцов и сопоставления их с данными разрушающих испытаний (табл. 4).

Таблица 4. Пример двоичной матрицы достоверности НК

$P_{\text{пр. р}} = 1 - (\alpha_0 + \beta_0) = 0{,}78$ $P_{\text{ош}} = (\alpha_0 + \beta_0) = 0{,}22$		Вскрытие	
		дефект есть	дефекта нет
УЗК	Эхосигнал присутствует	$P_{\text{об}} = 1 - \beta_0 = 0{,}84$	$\alpha_0 = 0{,}06$
	Эхосигнал отсутствует	$\beta_0 = 0{,}16$	$1 - \alpha_0 = 0{,}94$

При большом числе испытаний частоты ошибочных решений α_0 и β_0 стремятся соответственно к α- и β-вероятностям ложного сигнала и пропуска дефектов. Из матрицы достоверности контроля для приведенного примера следует, что вероятность пропуска дефектов (недобраковка) $\beta_0 = 0{,}16$, частота ложных сигналов (перебраковка) $\alpha_0 = 0{,}06$, что обусловило вероятность принятия правильного решения:

$$P_{\text{пр. р}} = 1 - (\alpha_0 + \beta_0) = 1 - (0{,}16 + 0{,}06) = 0{,}78.$$

Подобные оценочные расчеты показали недостаточную достоверность результатов НК, которые давала ранее созданная НЧ аппаратура.

Для повышения достоверности контроля НЧ УЗК приведена модернизация комплекса НЧ УЗК 36 кГц, заключающаяся в уменьшении помех акустического и электрического происхождения, улучшения конструкции антенны и пр. Модернизация вылилась в комплекс реализации новых решений и разработку нового аналого-цифрового двухканального дефектоскопа.

Акустические помехи значительно были уменьшены введением в каждый приемный тракт полюсовых аналого-частотных фильтров Баттерпорта, работающих в частотной области 36 ± 15 кГц. Такие фильтры обеспечивают подавление нежелательных частот симметричных и асимметричных преобразованных акустических волн от дефектов, выделяют определенный узкополюсный сигнал и увеличивают его амплитуду по сравнению с шумом, за счет чего повышается отношение сигнал/шум.

Уменьшение электрических помех обеспечено введением в принципиальные схемы приемных трактов специализированных малошумящих операционных усилителей, эксклюзивным построением блоков ПУ, полюсовых фильтров, прецизионных видеодетекторов, преобразователей источника питания и рациональным конструированием, что в целом и обеспечило минимальные шумы и помехи на входных цепях ПУ.

И, наконец, высококачественную однонаправленность распространения акустической волны вдоль оси трубы, а также однонаправленность обратных эхосигналов, обеспечило двухканальное построение генератора зондирующих импульсов, и двухканальность приемников эхосигналов с встроенными электрическими блоками автоматического сдвига фаз сигналов на 90° в тракте излучения и приема.

Основные технические характеристики разработанных отечественных НЧ УЗК комплексов по дальности контроля, точности определения расстояния до отражателей соответствуют аналогичным характеристикам лучших зарубежных аналогов.

1. *Троицкий В.А., Карманов М.Н., Горбик В.М.* Опыт применения ультразвукового контроля для мониторинга состояния технических трубопроводов. Ж. «Территория NDT», № 1, 2015. с. 44-46.
2. *Troitskiy V.A., Paton B.E., Gorbik V,M., Shvidkiy S.A.* Works on Low-frequency ultrasonic testing of pipelines of the E.O. Paton Electric Welding Institute. Сб. The 2nd South-East European IIW International Congress, Sofia, Bulgaria, pct. 2010.
3. *Троицкий В.А., Попов В.Ю.* Ультразвуковой контроль сварных соединений. Кн., Феникс, 2010. – 220 с.
4. *Троицкий В.А.* Мониторинг больших площадей корабельных и мостовых конструкций в свете проекта Ship-Inspector. Ж. «Территория NTD», № 1, 2013. с. 50-54.

5. *Demma A., Alleyne D.* Guided Waves: standardization and certification. 6th International Conference on Certification and Standardization NDT. Valencia 2011, June 13th – 14th
6. *ASTM E2775-11*. Standard Practice for Guided Wave Testing of Above Ground Steel Pipework Using Piezoelectric Effect Transduction.
7. *Троицкий В.А., Радько В.П., Денмико В.Г.* Дефекты сварных соединений и средства их обнаружения. К.: Вища школа, 1983. с. 144.
8. *Подводные* электроакустические преобразователи /Справочник. Под ред. Богородского В.В. Ленинград: Судостроение, 1983.
9. *Кайно Г.* Акустические волны. М.: Мир, 1990.
10. *Горелик Г.С.* Колебания и волны. М., 1959.
11. *Комиссарова Г.А., Радько В.П., Троицкий В.А., Давыдов Е.А.* Распространение нормальных волн в трубах, дисперсионные характеристики нормальных волн. Техническая диагностика и неразрушающий контроль. 2008. № 3.
12. *Гершгал Д.А., Фридман В.Н.* Ультразвуковая технологическая аппаратура. М.: Энергия, 1976.
13. Хоровиц П., Хилл У. Искусство схемотехники. М.: Мир, 1983.
14. Цыкин Г.С. Электронные усилители. М.: Связь, 1965.
15. Барсуков Ф.И. Генерирование и селекция сигналов низкой частоты. М.: Энергия, 1961.

ПРОЕКТ 2.7

Розробка нових високоточних засобів вихрострумового контролю для діагностики стану об'єктів енергетики, транспортної і нафтогазової галузей

УДК 620.179.14

ПІДВИЩЕННЯ ТОЧНОСТІ ЗАСОБІВ ВИХРОСТРУМОВОГО КОНТРОЛЮ СТУПЕНЯ ДЕГРАДАЦІЇ, ЗНОШУВАННЯ ТА ПОШКОДЖЕНЬ МАТЕРІАЛУ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ ПІД ЧАС ЕКСПЛУАТАЦІЇ

А.Я. ТЕТЕРКО, докт. техн. наук, **В.М. УЧАНІН, Я.П. КУЛИНИЧ, В.Г. РИБАЧУК**, кандидати техн. наук
(ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України)

Подано результати створення високоефективних за точністю і завадостійкістю засобів вихрострумового контролю питомої електропровідності матеріалу як структурочутливого параметра, зношування товщини стінок і захисного діелектричного покриття та пошкоджень матеріалу типу тріщин, спрямованих на підвищення достовірності результатів діагностики стану і прогнозування ресурсу об'єктів тривалої експлуатації.

***Ключові слова**: вихрострумовий метод, питома електропровідність, структуроскопія, товщинометрія, вихрострумовий перетворювач, нелінійна обробка сигналу давача*

Задачі моніторингу стану стінок елементів конструкцій в енергетиці, нафтогазовій, авіакосмічній галузях, на транспорті тощо, з метою діагностування їх корозійного зношування, ступеня деградації матеріалу та інших структурних пошкоджень під час експлуатації вимагає значного, *до десятих часток відсотка*, зменшення похибок визначення таких характеристик, як товщина, питома електропровідність матеріалу (ПЕП) і товщина захисного покриття, а також підвищення завадостійкості при контролі локальних дефектів типу тріщин.

Найбільш придатними для вирішення цих задач є засоби вихрострумового (ВС) неруйнівного контролю [3, 5]. Загалом метод вихрострумового контролю характеризується *нелінійним і взаємозалежним впливом* параметрів об'єкта контролю (ОК) на сигнал відгуку вихрострумового первинного перетворювача (ВСПП). Це породжує основну проблему сучасних засобів ВС контролю – неможливість ефективно визначити вплив окремих параметрів ОК, яка зумовлює значні додаткові похибки і таким чином принципово обмежує можливість підвищення точності контролю.

В задачах визначення товщини оболонок і питомої електричної провідності (ПЕП) матеріалу контрольованого об'єкта методом ВС використовують вимірювання фази спеціально сформованого

© А.Я. ТЕТЕРКО, ДОКТ. ТЕХН. НАУК, В.М. УЧАНІН, Я.П. КУЛИНИЧ, В.Г. РИБАЧУК, 2015

інформаційного сигналу ВСПП. Існує багато способів формування інформаційного сигналу [10-12, 16]. Проте сучасні засоби ВС контролю реалізують *лінійні методи обробки відгуку* ВСПП, похибки яких для двопараметрових задач контролю ПЕП матеріалу або товщини оболонок за одночасної зміни зазору (*товщини діелектричного покриття*) становлять до 2–3 % [2, 5]. Якщо на формування відгуку ВСПП впливає зміна трьох і більше параметрів ОК, наприклад, - товщина і ПЕП матеріалу ОК, а також товщина захисного діелектричного покриття, то похибки контролю зростають у рази. Загалом *нелінійний характер залежності сигналу* ВСПП від параметрів ОК не дозволяє цими способами ефективно відділити вплив кожного окремого параметру.

Для вирішення актуальних задач підвищення точності ВС контролю на основі запропонованої нами концепції побудови нелінійної багатопараметрової функції перетворення системи ВСПП-ОК [8, 9] в роботі викладено нові методи нелінійної обробки багатовимірного відгуку ВСПП. Для цього розроблено ефективні за програмною реалізацією методи побудови моделей нелінійної *зворотньої функції перетворення* (ЗФП) *системи* ВСПП-ОК. На основі ЗФП системи за виміряними значеннями характеристик вектора інформаційного сигналу відгуку ВСПП безпосередньо визначають ПЕП матеріалу, товщина стінки ОК та товщина захисного діелектричного покриття. Такий підхід принципово спрощує апаратурну реалізацію багатопараметрових ВС вимірювань і дозволяє порівняно із сучасними засобами ВС контролю у 5 – 10 разів (*до десятих часток відсотка*) зменшити похибки оцінок інтегральних параметрів ОК.

Основні положення методу селективних вимірювань ПЕП матеріалу, товщини стінки ОК та товщини діелектричного покриття.. Концепція розв'язання задач підвищення точності засобів ВС багатопараметрових вимірювань інтегральних параметрів ОК базується на побудові моделі прямої та / чи зворотної нелінійної функції перетворення системи ВСПП-ОК, що реалізує попереднє формування інформаційного сигналу і його глобальну обробку за побудованою моделлю функції перетворення системи [8, 9].

Модель як прямої, так і зворотної функції перетворення системи ВС контролю будують за єдиним підходом методами наближення функції багатьох змінних, які подають таблицею значень вектора параметрів ОК [8].

$$x_k = (x_{1k},...,x_{nk})^T,\ k = 1,\ldots,M \tag{1}$$

по M точках у заданій області зміни параметрів ОК, і відповідних до них виміряних значень вектора інформаційних параметрів

$$y_k = (y_{1k},...,y_{mk})^T; m \geq n. \tag{2}$$

Для реалізації обробки інформаційного сигналу ми віддаємо перевагу застосуванню ЗФП, яка безпосередньо ставить у відповідність заданому параметру ОК $x_i, i = 1,\ldots,n$ деяку нелінійну функціональну залежність від складових вектора інформаційних параметрів.

Для i-ої складової вектора параметрів ОК модель ЗФП подається далі у такому загальному зображені:

$$x_{iN} = q_i^T \cdot g(y), \qquad i = 1,...,n, \tag{3}$$

де N - порядок моделі; $q_i^T = (q_{0i}, q_{1i},..., q_{Ni})$ - вектор $(N+1)$ коефіцієнтів моделі; $g(y) = (1, g_1(y),..., g_N(y))^T$ - вектор ортогональних функцій.

Модель ЗФП (3) лінійна щодо вектора невідомих коефіцієнтів. Для їх визначення на підставі теоретичних чи / та експериментальних результатів формують масив вхідних даних $\left\{ x_k ; y_k \right\},\ k = 1,...,M$. Щоб оптимізувати умови контролю щодо вибору ВСПП та режимів контролю, попередньо модель ЗФП доцільно дослідити за даними обчислень розв'язку прямої задачі, що відповідає заданій задачі контролю. При цьому такі вхідні дані можна прийняти або як «*точні*», або із заданою похибкою. *Номінальну модель*

ЗФП реальної системи ВСПП-ОК остаточно будують за даними фізичного експерименту під час калібрування апаратури із використанням комплекта контрольних зразків із матеріалу і за технологією обробки матеріалу ОК.

Система рівнянь для визначення вектора невідомих коефіцієнтів моделі ЗФП методом найменших квадратів [1, 4, 8] у матричній формі має наступний вид:

$$x = Y \cdot q \ ; \ x = (x_1, ..., x_M)^T \ , \tag{4}$$

де Y - матриця інформаційних параметрів.

Модель ЗФП (3) подається нами багатовимірим поліномом. Таке представлення припускає довільне розбиття інтервалів зміни параметрів ОК, що важливо на практиці для підготовлення контрольних зразків. Відзначимо, що точність моделі номінальної ЗФП визначається точністю вхідних даних та точністю визначення коефіцієнтів моделі. У свою чергу на точність визначення коефіцієнтів впливає порядок N моделі і кількість M точок апроксимації у заданій області зміни параметрів ОК. Якщо кількість точок апроксимації по кожному із параметрів зростає до 11, то система (4) для контролю трьох параметрів ОК містить значну кількість рівнянь ($M = 11^3$), що призводить до зменшення точності визначення коефіцієнтів моделі ЗФП [1, 6]. Тому розроблення нових методів побудови ЗФП мало на меті зменшення порядку моделіі ЗФП.

Модель ЗФП зі змінними коефіцієнтами. Для вирішення трипараметрової задачі ВС контролю багатовимірний вектор інформаційних параметрів (2). сформовано шляхом контролю на двох частотах. Для цього ВСПП збуджують одночасно струмами двох чатот. Першу із цих частот ω_1 вибирають за умови оптимальної чутливості до товщини стінки ОК, а другу ω_2 -за умови оптимальної чутливості до ПЕП матеріалу ОК і нечутливості до зміни товщини стінки ОК.

Таким чином, для побудови моделі ЗФП системи зазначеної трипараметрової задачі ВС контролю складових вектора параметрів ОК маємо чотиривимірний вектор інформаційних параметрів сигналу відгуку ВСПП, зображення якого має вид:

$$y = (y_1, y_2, y_3, y_4)^T = (\mathrm{Re}1, \mathrm{Im}1, \mathrm{Re}2, \mathrm{Im}2)^T \ . \tag{5}$$

При цьому кількість членів моделі ЗФП (3) становитиме $N = 34$, так що порядок моделі є великим. Для зменшення порядку моделі ЗФП введено декомпозицію трипараметрової задачі до двопараметрових задач, а саме: 1) задачі побудови на частоті ω_1 часткових ЗФП-1 для визначення товщини і ПЕП матеріалу при заданих значеннях зазору і 2) задачі побудови на частоті ω_2 ЗФП-2 для визначення товщини діелектричного покриття (або зазору) і ПЕП матеріалу ОК. Далі на цій основі будується двопараметрова модель ЗФП-1.2 системи ВСПП-ОК зі змінними коефіцієнтами, залежними від величини зазору.

Вектор параметрів ОК подано далі у безрозмірному зображенні

$$x = (x_1, x_2, x_3)^T = (T, \beta, \alpha)^T \frac{1}{n}, \tag{6}$$

де $\beta = R\sqrt{\omega\sigma\mu_0}$ - *узагальнений параметр*; $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}\ H/m$ - *магнітна стала*; σ - ПЕП *матеріалу*; R - *еквівалентний радіус* ВСПП; $T = d/R$, d - *товщина стінки* ОК; $\alpha = h/R$, h - *товщина діелектричного покриття (зазор)*.

Порядок моделі ЗФП-1.2, зображеної повним кубом із залежними від зазору коефіцієнтами, зменшується до $N = 9$. Для визначення товщини стінки ОК модель ЗФП-1.2(T) матиме наступний вид:

$$T\left(\mathrm{Re}\,1,\mathrm{Im}\,1\right)=a_1(\alpha)\cdot\mathrm{Re}\,1+a_2(\alpha)\cdot\mathrm{Im}\,1+a_3(\alpha)\cdot\mathrm{Re}\,1\cdot\mathrm{Im}\,1+a_4(\alpha)\cdot\mathrm{Re}\,1^2+a_5(\alpha)\cdot\mathrm{Im}\,1^2+$$
$$+a_6(\alpha)\cdot\mathrm{Re}\,1^2\cdot\mathrm{Im}\,1+a_7(\alpha)\cdot\mathrm{Re}\,1\cdot\mathrm{Im}\,1^2+a_8(\alpha)\cdot\mathrm{Re}\,1^3+a_9(\alpha)\cdot\mathrm{Im}\,1^3 \quad (7)$$

Модель ЗФП-1.2(β) для визначення ПЕП матеріалу відрізнятиметься коефіцієнтами від моделі ЗФП-1.2(T), а моделі ЗФП-2 для визначення на частоті ω_2 ПЕП і зазору будуть представлені постійними коефіцієнтами, що не залежать від зазору.

Зворотні функції перетворення системи ВСПП-ОК будують за даними калібрування з використанням комплекту контрольних зразків із відомими значеннями товщини, ПЕП матеріалу ОК і зазору в заданих інтервалах їх зміни.

Результати обчислень за масивом вхідних даних одержано на основі розв'язку прямої задачі (*виток зі струмом над електропровідною пластиною*) [7] в області зміни параметрів ОК, яку розбито по 5-ти точках кожного із параметрів і задано у таких інтервалах:

$$0,1 \le T_1 \le 0,25\ ;\ 5.5 \le \beta_1 \le 6,4\ ;\ 0,004 \le \alpha_1 \le 0,044\ . \quad (8)$$

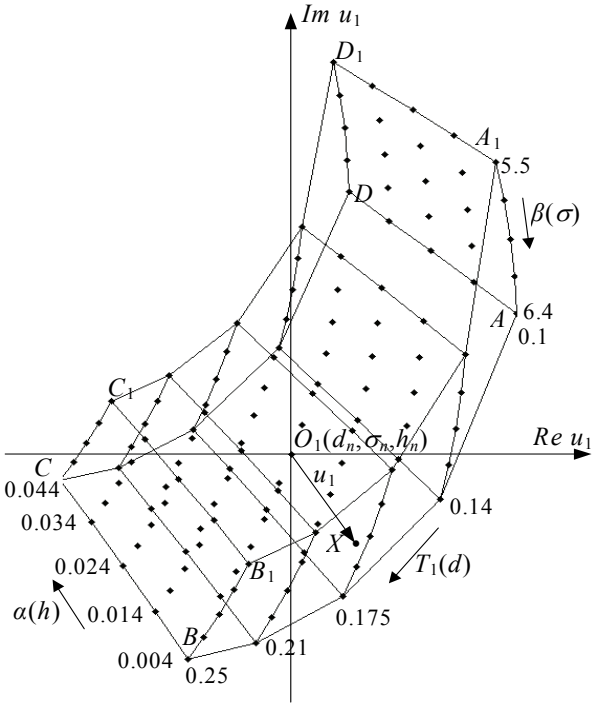


Рис. 1. Годографи впливу параметрів ОК у комплексній площині відгуку ВСПП

На рис. 1 у комплексній площині $(\mathrm{Re}\,u_1,\mathrm{Im}\,u_1)$ внесеної у ВСПП напруги зображено годографи впливу на сигнал відгуку ВСПП товщини стінки ОК d, ПЕП матеріалу σ і зазору h між ВСПП і поверхнею ОК, що змінюються в області (8).

Дослідження показали, що приведені похибки визначення складових вектора параметрів ОК (6) за зазначеними моделями зворотної функції перетворення становить $\gamma_T \approx 0,05\,\%;\ \gamma_\beta \approx 0,2\,\%;\ \gamma_\alpha \approx 0,2\,\%$. При цьому похибка контролю питомої електропровідності матеріалу стосується вузького діапазону, а саме: $\sigma_{ном} \pm 15\,\%$.

Модель ЗФП для багатопараметрових вимірювань із виключенням впливу зазору. Ефективний підхід до зменшення порядку N моделі ЗФП пропонується на основі реалізації запропонованого нами принципу виключення впливу зазору h на складові багатовимірного вектора інформаційного сигналу відгуку ВСПП, в результаті чого трипараметрова задача ВС контролю зводиться до двопараметрової.

Фізичний зміст принципу виключення впливу зазору на інформаційні параметри сигналу відгуку ВСПП схематично пояснюється на рис. 2, що відповідає годографам рис. 1. Інформаційні параметри сигналу відгуку ВСПП вимірюють у координатах $(\mathrm{Re}U_1,\mathrm{Im}U_1)$, початок якої розміщено в точці O_{1K} із номінальними значеннями (d_H,σ_H,h_H) параметрів ОК. Область зміни сигналу відгуку ВСПП при зміні товщини і ПЕП матеріалу ОК та мінімальному значенні зазору $h_{\min}$ позначено ABB_1A_1A, а при максимальному $h_{\max}$ - DCC_1D_1D.

Якщо змінювати зазор, наприклад, при номінальних значеннях товщини і ПЕП від $h_{\min}$, якому відповідає вектор $O_{1K}G_1$, до $h_{\max}$, то цей вектор буде переміщуватись по *лінії годографа зазора, що є*

нелінійним, і при деякому значенні зазора проходить через точку O_{1K} на осі $\mathrm{Im}\,U_1$. На осі $\mathrm{Im}\,U_1$ точками позначено координати уявної складової вектора інформаційного сигналу U_{1i} при зміні зазору для крайніх значень товщини і ПЕП матеріалу.

За цим підходом принцип виключення впливу зазору h на сигнал U_{1i} відгуку ВСПП у заданій області зміни параметрів ОК полягає у тому, що у процесі змінювання зазору в інтервалі $\left\{\alpha_{\max};\alpha_{\min}\right\}$ під час встановлення ВСПП на ОК, коли значення його дійсної складової за деякого значення зазору в цьому інтервалі стане рівним нулю, фіксують (програмно *запам'ятовують*) значення уявної складової сигналу U_{1i}.

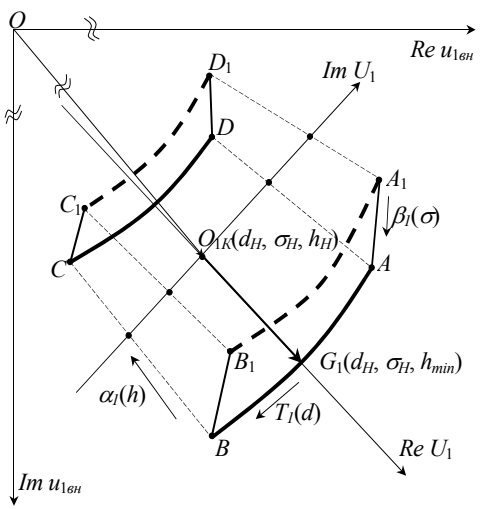


Рис. 2. До принципу відбору інформаційного параметра сигналу відгуку ВСПП із виключенням впливу зазору

Зазначену умову відбору значення уявної складової сигналу відгуку ВСПП U_{1i} як інформаційного параметра, позначивши індексом (∗) ортогональні складові цього сигналу та інші величини, відобразимо у такому виді:

$$y_{1i}^{*} = \mathrm{Im}\,U_{1i}^{*},\ \text{якщо}\ \mathrm{Re}\,U_{1i}^{*} = 0 \quad \text{при}\ \alpha_{\mathrm{var}}^{*} \subset \left\{\alpha_{\min},\alpha_{\max}\right\}. \qquad (9)$$

За виконання умови (9) годограф впливу товщини при деякому значенні ПЕП матеріалу ОК в інтервалі $\left\{\sigma_{\max};\sigma_{\min}\right\}$ проектується *за лініями годографу зазору* на вісь $\mathrm{Im}\,U_1$ і не залежить від зазору. Зокрема, такий годограф, зображений кривою *AB* при $\sigma_{\max}$, відображається відрізком осі $\mathrm{Im}\,U_1$, на яку *за лініями годографа зазору* проектуються його крайні точки. Якщо змінюється ПЕП до $\sigma_{\min}$, то цей відрізок переміщується уздовж осі $\mathrm{Im}\,U_1$ і відображається проекцією кривої A_1B_1 годографа на вісь $\mathrm{Im}\,U_1$

.

Аналогічно умові (9) на другій частоті $\omega_2 \neq \omega_1$ струму збудження ВСПП, яку вибирають за умови оптимальної чутливості до ПЕП матеріалу ОК і нечутливості до його товщини [5, 7], формується другий інформаційний параметр $y_{2i}^{*} = \mathrm{Im}\,U_{2i}^{*}$ сигналу відгуку ВСПП U_{2i}, який залежить тільки від ПЕП матеріалу ОК.

Таким чином, для побудови ЗФП системи ВСПП-ОК вимірювання товщини і ПЕП матеріалу ОК отримуємо такі два інформаційні параметри:

$$y_1^{*} = \mathrm{Im}\,U_1^{*} = f_1^{*}(T,\beta) \qquad \text{та} \qquad y_2^{*} = \mathrm{Im}\,U_2^{*} = f_2^{*}(\beta); \qquad (10\,a)$$

$$y^{*} = (y_1^{*}, y_2^{*})^{T} = (\mathrm{Im}1^{*}, \mathrm{Im}2^{*})^{T}. \qquad (10\,б)$$

За представленням (10 *б*) отримаємо незалежну від впливу зазору двопараметрову модель ЗФП системи для вимірювання товщини і ПЕП матеріалу ОК:

$$T;\beta \Rightarrow x_i^{*}(\mathrm{Im}1^{*}, \mathrm{Im}2^{*}) = x_i\,(\mathrm{Re}1 = 0, \mathrm{Im}1, \mathrm{Re}2 = 0, \mathrm{Im}2)^{T} =$$

$$= b_{21}\cdot \mathrm{Im}1^{*} + b_{22}\cdot \mathrm{Im}1^{*2} + b_{23}\cdot \mathrm{Im}1^{*3} + b_{41}\cdot \mathrm{Im}2^{*} + b_{42}\cdot \mathrm{Im}2^{*2} + b_{43}\cdot \mathrm{Im}2^{*3} +$$

$$+b_{21,41}\cdot \mathrm{Im}1^{*}\cdot \mathrm{Im}2^{*}+b_{22,41}\cdot \mathrm{Im}1^{*2}\cdot \mathrm{Im}2^{*}+b_{21,42}\cdot \mathrm{Im}1^{*}\cdot \mathrm{Im}2^{*2}. \qquad (11)$$

За зображенням ЗФП (11) принципово, до $N^{*}=9$ зменшено порядок моделі. Особливий інтерес представляє випадок визначення ПЕП за інформаційним параметром $y_2^{*}=\mathrm{Im}U_2^{*}=f_2^{*}(\beta)$, ф.(10 *а*). При цьому модель ЗФП можна представити поліномом високого степеня або кубічним сплайном із похибкою апроксимації, що не перевищує 0,1 %, і відповідно малою похибкою визначення ПЕП.

Нові вихрострумові первинні перетворювачі для контролю параметрів ОК і дефектів. Для контролю інтегральних параметрів ОК і дефектів типу тріщин розроблено новий тип ВСПП для багатопараметрових вимірювань та новий клас ВСПП дефектоскопії із формуванням сигналу відгуку за струмом.

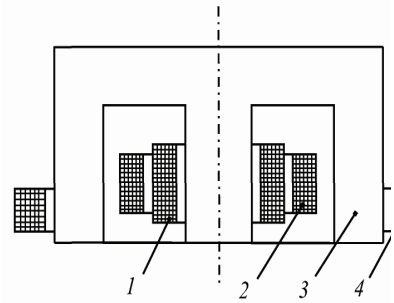


Рис.3. Структура ВСПП для формування багатовимірного інформаційного сигналу

ВСПП ***для багатопараметрового контролю***. На рис.3. зображено у перерізі ВСПП, що забезпечує *формування багатовимірного вектора інформаційного сигналу* для вимірювання трьох, чотирьох і більшої кількості параметрів за їх одночасного впливу на сигнал відгуку ВСПП.

До ВСПП відомого типу [5], що містить обмотку збудження 1 і вимірювальну обмотку 2 розташовані всередині феритового осердя циліндричної форми 3 типу **Р,** додатково *введено другу вимірювальну обмотку* 4, яку *розташовано зовні* на торці феритового осердя 3. При взаємодії з контрольованим об'єктом на виходах вимірювальних обмоток 2 і 4 формуються лінійно незалежні сигнали відгуку, ортогональні складові яких є характеристиками багатовимірного сигналу відгуку ВСПП.

Дослідження показали, що принциповою відмінністю сигналу відгуку на зовнішній обмотці 4 є майже удвічі менша чутливість до зазору і більша ніж у 1,5 рази глибина контролю. Це забезпечує, зокрема, селективний контроль за поданими вище моделями ЗФП таких трьох параметрів, як ПЕП матеріалу, товщина стінки ОК і товщина покриття.

Кількість характеристик (*розмірність*) сигналу відгуку ВСПП можна збільшувати шляхом живлення обмотки збудження 1 щонайменше на двох частотах. Це дозволяє збільшувати кількість параметрів об'єкта, які контролюють, а також покращувати точність контролю за результатами обробки багатовимірного сигналу відгуку ВСПП.

ВСПП ***дефектоскопії нового класу.*** В основі теорії вихрострумових перетворювачів лежить задача про взаємодію кругового витка зі змінним струмом із плоско шаруватою однорідною структурою [5, 7]. На базі цієї теорії побудовано низку структур ВСПП дефектоскопії, в яких формування сигналу відгуку ВСПП реалізується за напругою.

Чутливість вимірювальних обмоток *ВСПП за напругою* як індуктивного магнітоприймача визначається, окрім частоти збудження електромагнітного поля, його магнітним моментом M, що пропорційний кількості витків обмотки W:

$$M=K_M\cdot W, \qquad (12)$$

де коефіцієнт K_M - визначається розмірами обмотки та розміщенням її на феромагнітному осерді, діаметром, довжиною та магнітною проникністю матеріалу осердя.

При контролі дефектів рівень їх аномального поля на три– чотири порядки менший від рівня поля збудження вихрових струмів. Для підвищення рівня сигналу відгуку ВСПП збільшують кількість витків вимірювальної обмотки. *від кількох десятків до сотень*, через що зростають їх розміри і обмежується локальність контролю. Тут відзначимо *мультидеференційні* ВСПП типу МДФ, засади побудови яких розроблені у ФМІ НАНУ, і які визнані найкращими у ВС дефектоскопії за чутливістю, роздільною здатністю і глибиною контролю. і набули широкого використання [15].

Для покращення локальності і чутливості контролю за запропонованою нами концепцією *формування сигналу відгуку* ВСПП *за струмом* розроблено низку структур ВСПП нового класу. При цьому принципова відмінність таких ВСПП полягає в *суттєвому зменшенні кількості витків обмоток.*

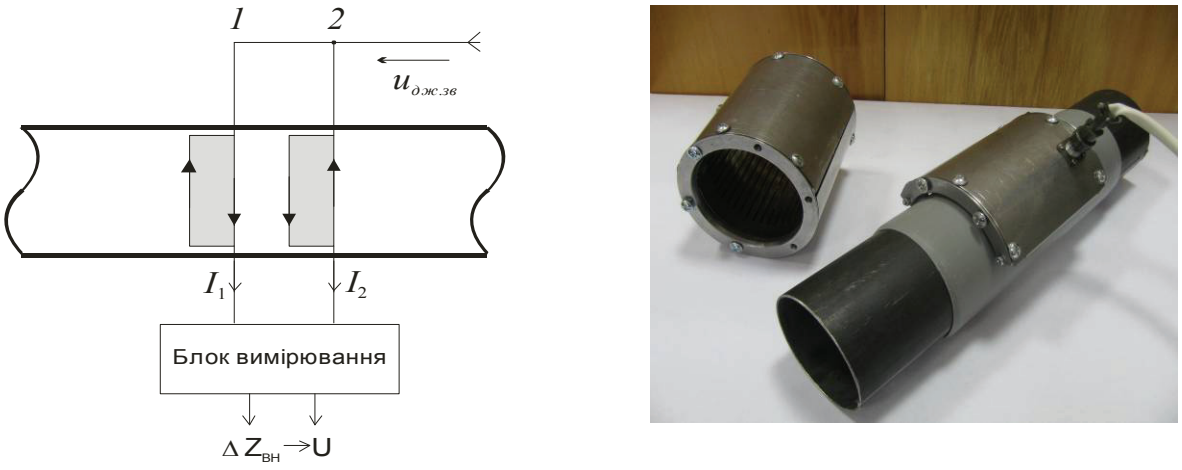
Дійсно, оскільки внесена напруга вимірювальної обмотки збільшується пропорційно кількості витків обмотки, то зміна струму в обмотці з урахуванням більшого зростання опору обмотки $(z = K_Z \cdot W^2)$ буде обернено пропорційна кількості витків обмотки:

$$i_{BH} = {}^{u_{BH}}\!\!\diagup_{z} = K \cdot W^{-1}, \tag{13}$$

Особливість формування сигналу відгуку за струмом полягає в мінімізації кількості витків диференційних обмоток ВСПП і є важливою як у технологічному плані створення ВСПП з локальною зоною чутливості, так і в теоретичному аналізі, що максимально наближує реальну структуру вихрострумового давача до математичних моделей [5, 7]. При цьому в подальшому постають специфічні задачі оптимізації параметрів системи «*джерело живлення – ВСПП – блок вимірювання струмів*».

На рис. 4 подано схему накладного ВСПП із формуванням сигналу відгуку за струмом і побудовані за такою схемою ВСПП для контролю дефектів зварного шва. При взаємодії з неоднорідною структурою ОК змінюється повний внесений опір обмоток, які підключені до блоку вимірювань різниці струмів $(I_1 - I_2)$, що формує інформаційний сигнал відгуку:

$$u_{ІНФ} = c_1 \cdot (I_1 - I_2) \quad , \tag{14}$$



а *б*

Рис. 4. ВСПП із формуванням сигналу за струмом: *а* - схема розміщення обмоток ВСПП на поверхні ОК; *б* - ВСПП прохідного та накладного типу для дефектоскопії шва електрозварних труб

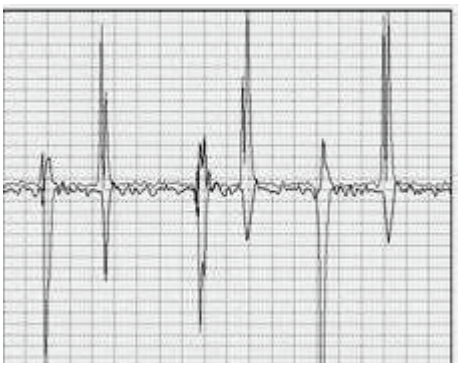


Рис. 5. Діаграми складових Re та Im відгуку накладного типу ВСПП від штучного дефекту на зварному шві на частоті 2,0 *kHz*

На рис. 5 подано діаграму зміни квадратурних складових відгуку накладного ВСПП (рис. 4) із видовженими обмотками під час зворотно поступового сканування над штучним дефектом (*отвір*

D=2,5 мм) на зварному шві уздовж довжини обмотки. Довжина обмоток ВСПП становила *L*~100 *мм* і охоплювала зварний шов та зону термічного впливу в околі шва. Тест-зразок являв собою трубу діаметром *D=102 мм* із нержавіючої сталі.

Контроль проводили на частотах 2,0 *kHz* та 20 *kHz*, що, впливає на співвідношення складових *Re* та *Im* відгуку ВСПП. Розмах відгуку ВСПП становить до 1500 градацій при дуже низькому рівні «завад», що зменшуються на більш високій частоті 20 *kHz*. При цьому видно, що чутливість контролю по довжині витка обмотки чутливість не змінюється.

Зауважимо, що для традиційних трансформаторного типу ВСПП співвідношення *сигнал* / *завада* від стандартного контрольного дефекту – отвору діаметром *D=2,5 мм* не перевищує 6 – 12 *дБ* і характеризує поріг чутливості. Таким чином, для розглянутого ВСПП із формуванням інформації за струмом відношення *сигнал / завада* збільшено у десятки раз.

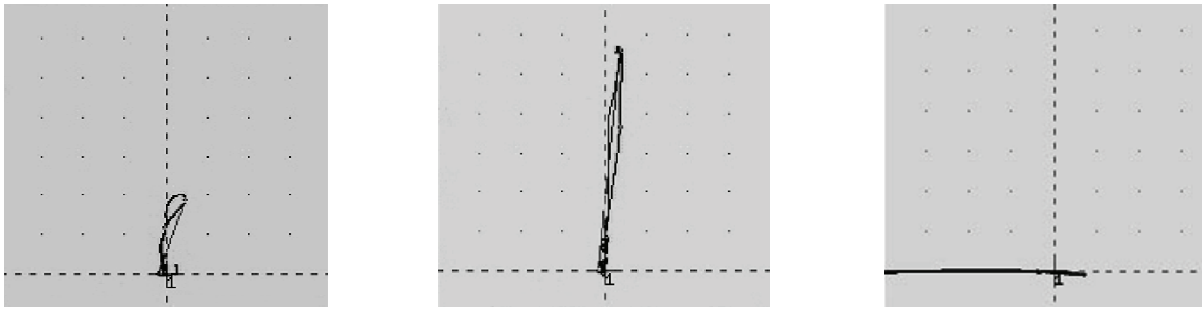
Наведені результати показують, що за концепцією формування відгуку ВСПП за струмом можливо з високою чутливістю і завадостійкістю виявляти дефекти, довжина яких набагато менша довжини витка обмоток ВСПП. Зокрема, у поданому прикладі довжина обмотки (*100 мм*) у 40 разів перевищує діаметр отвору (*2,5 мм*), тоді як за усталених уявлень щодо формування відгуку ВСПП від мінімального дефекту, розміри вимірювальної обмотки та дефекту мають бути співмірними [15].

Відзначимо також важливу особливість виконання зазначених ВСПП зі значними розмірами обмоток, а саме - обмотки можна виготовляти довільної форми, зокрема за профілем елементу конструкції ОК, наприклад, кутового шву.

Виявлення дефектів типу тріщин у різьбових елементах нафтогазового обладнання. На різних етапах експлуатації нафтових і газових родовищ використовують бурильні обсадні колони із окремих труб, з'єднаних різьбовими кінцевими ділянками (рис. 6). Достовірний неруйнівний контроль різьбових ділянок дозволяє зменшити кількість аварій при своєчасному виведенні дефектних труб із експлуатації.

Рис. 6. Різьбові ділянки бурильних труб

Чинний нормативний документ з дефектоскопії кінців бурильних труб передбачає для виявлення дефектів (переважно втомних тріщин) у западинах замкової різьби застосування магнітопорошкового та ультразвукового методів НК. Проте зазначені методи НК мають ряд недоліків, що знижує достовірність виявлення дефектів у польових умовах, зокрема, через необхідність попередньої підготовки поверхні кінців труб. Останнім часом для контролю різьби все частіше застосовується більш перспективний вихрострумовий метод, який вільний від зазначених недоліків [14].



а *б* *в*

Рис. 7. Годографи сигналів від дефектів глибиною 0,25 *мм* (*а*) і глибиною 0,5 мм (*б*), а також годограф сигналу від зміни зазору (*в*)

В результаті досліджень для контролю різьби запропоновано вдосконалений ВСПП трансформаторного типу. На рис. 7 наведено сигнали у комплексній площині екрана дефектоскопа ВД 3-81 EDDYCON від штучних дефектів типу тріщини глибиною 0,25 *мм* і 0,5 *мм* , отримані із застосуванням розробленого ВСПП, а також сигнал від змін зазору. При цьому, годографи сигналів від дефектів надійно виділяються в умовах зміни зазору і залежать від глибини тріщин, що дозволяє проводити їх кількісну оцінку.

Діагностування ступеня деградації матеріалу. Представлені методи і ВСПП для вимірювання питомої електропровідності будуть використані, зокрема, для вдосконалення технологій моніторингу ступеня локальної деградації авіаційних сплавів під час довготривалої експлуатації літаків ДП «Антонов». Ці технології передбачають використання підходу, за яким вимірюють питому електропровідність матеріалу $\sigma^e_{\min}$ у мінімально навантаженій зоні конструкції, яку приймають за питому електропровідність матеріалу у вихідному стані (*постачання*) $\sigma^e_{\min} = \sigma^e_{вих}$ [3]. При цьому мінімально навантажені зони, де діють напруження $(\sigma_{екв})_{min}$, вибирають, базуючись на кореляційній залежності питомої електропровідності конструкційного матеріалу від рівня діючих напружень $\sigma_{екв}$ у контрольованій конструкції, за умови, що значення $\sigma^e_{\min}$ при $(\sigma_{екв})_{min}$ знаходиться у смузі розкиду даних про питому електропровідність матеріалу у вихідному стані.

На підставі цієї кореляції також виявляють критичні зони конструкції і їх навантаженість. Вимірюють питому електропровідність σ^e матеріалу в різних зонах конструкції, а ступінь локальної деградації конструкційного матеріалу оцінюють за відношенням $\sigma^e_i / \sigma^e_{\min}$.

На рис.8 зображено схему обшивки крила літака, розподіл діючих еквівалентних напружень $\sigma_{екв}$ уздовж крила літака в локальних зонах між нервюрами крила (НК), а також можливі точки вимірювання питомої електропровідності у зонах по хорді крила і між нервюрами крила (зона А).

Попередні дослідження показали, що ПЕП матеріалу змінюється від $\sigma^e_{\min} = 20\,MS/m$ у мінімально навантаженій зоні до $\sigma^e_{\min} = 24\,MS/m$ у зоні 2НК. При цьому контроль ПЕП проводиться через шар захисного покриття (*діелектричне покриття + алітований шар*), що суттєво впливає на похибку вимірювань. Тому представлені вище методи багатопараметрових ВС контролю особливо актуальні.

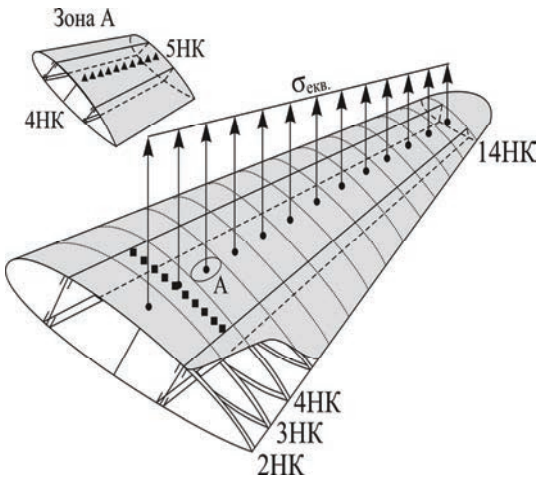


Рис. 8. Схема розподілу діючих напружень уздовж крила літака та точки вимірювання ПЕП

Висновки

1. Для вирішення проблемних задач селективного ВС контролю множини параметрів ОК, з метою підвищення достовірності результатів діагностування стану і ресурсу відповідальних об'єктів, за проектом розроблено методи нелінійної обробки відгуку ВСПП.

Запропоновані методи суттєво зменшують порядок моделі ЗФП, що забезпечує підвищення точності апроксимації функції перетворення за даними калібрування системи ВСПП-ОК і відповідно підвищення точності контролю.

2. Запропоновано ВСПП із новим способом формування багатовимірного вектора інформаційного сигналу, з метою реалізації вимірювання значень двох, трьох, чотирьох і більшої кількості параметрів за розробленими методами нелінійної обробки відгуку ВСПП.

Точність оцінок можна підвищувати зменшенням похибки електричних вимірювань і похибки зразків. Зокрема, похибки визначення товщини, ПЕП матеріалу ОК і зазору за розробленими моделями ЗФП становлять на рівні 0,2 %.

Розроблені методи визначення множини параметрів ОК за нелінійними моделями ЗФП системи ВСПП-ОК за науково-технічними рішеннями принципово перевищують рівень сучасних засобів ВС контролю, що реалізують лінійні методи обробки сигналу ВСПП і не вирішують задачі селективного трипараметрового контролю.

3. Розроблено ВСПП дефектоскопії нового класу на основі запропонованої нами концепції формування сигналу відгуку ВСПП за струмом, що характеризуються значно вищою чутливістю і завадостійкістю порівняно із традиційним підходом формування відгуку ВСПП за напругою.

4. Розроблено експериментальні зразки ВСПП різних типів і на їх основі досліджено задачі контролю дефектів зварного шва, різьбових елементів нафтогазового обладнання та контролю деградації матеріалу елементів конструкції літака. Особливу увагу приділено вирішенню задачі забезпечення точності контролю при заміні ВСПП. Для значного підвищення частоти контролю, з метою забезпечення перспектив контролю слабопровідних композитних матеріалів і діелектричних структур, запропоновано пристрій-адаптер, який дозволяє розширити діапазон робочих частот сучасних приладів ВС контролю до десятків *MHz*.

Розроблені засоби зорієнтовані на застосування у вітчизняних ВС дефектоскопах типу ВД3-81 та ВД-132 розробки НВП «Промприлад», м. Київ при вирішенні актуальних задач моніторингу стану стінок та оболонок елементів конструкцій в енергетиці, нафтогазовій, авіакосмічній галузях, на транспорті тощо, з метою прогнозування їх корозійного зношування, ступеня деградації матеріалу та інших структурних пошкоджень під час експлуатації.

1. *Беклемешев Д.В.* Дополнительные главы линейной алгебры. – М.: Наука, 1983. – 333 с.
2. *Гордиенко В.И., Рыбачук В.Г., Тетерко А.Я*. Влияние зазора на точность фазовых измерителей удельной электрической проводимости // Техническая электродинамика. – 1988. - № 5. – С. 96 – 101.
3. *Діагностика* технічного стану авіаконструкцій після довготривалої експлуатації / О.П. Осташ, Д.С. Ківа, В.М. Учанін та ін. // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 2013. – № 2. – С. 15-22.
4. *Лоусон Ч., Хенсон Р.* Численное решение задач метода наименьших квадратов. - М.: Наука, 1986. - 232 с.
5. *Неразрушающий* контроль. Справ. в 8-ми томах. Том 2. Вихретоковый контроль, кн. 2 / Под ред. В.В.Клюева. – М.: Машиностроение, 2006. – 954 с.
6. *Новицкий В.П., Зограф И.А.* Оценка погрешностей результатов измерений. – Л.: Энергоатомиздат, 1991. – 302 с.
7. *Соболев В.*С., Шкарлет Ю.М. Накладные и экранные датчики. – Новосибирск: Наука, 1967. – 144 с.
8. *Тетерко А.*Я., *Назарчук З. Т.* Селективна вихрострумова дефектоскопія. – Львів: Фіз-мех. інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2004. - 248 с.
9. *Тетерко А.Я., Гутник В.І.* Концепція побудови апаратури багатопараметрового вихрострумового контролю // Відбір і обробка інформації.- 2010. –33 (109). - С. 9-14.
10. *А. с. 298880 СССР*, МКИ G 01 N 27/04, G 01 R 27/02. Способ контроля удельного сопротивления электропроводных изделий / В.П. Денискин, А.С. Попов, Л.И. Трахтенберг (СССР). – № 1359833/18-10; Заявлено 25.08.69; Опубл. 16.03.71, Бюл. № 11. – 2 с.
11. *А. с. 828062 СССР*, МКИ G 01 N 27/90. Способ электромагнитного контроля и устройство для его осуществления / А.С. Бакунов, Е.Г. Беликов, Ю.Я. Останин (СССР). – № 2784589/25-28; Заявлено 22.06.79; Опубл. 07.05.81, Бюл. № 17. - 3 с.
12. *Патент* UA 98206 C2, МПК G 01 N 27/90. Спосіб вимірювання електропровідності немагнітних матеріалів / В.М. Учанін (UA). – Заявка № a 2010 10467; Заявлено 30.08.2010; Опубл. 25.04.2012, Бюл. № 8.
13. *Патент* на винахід UA 105571 C2, МПК G 01 N 27/90, G01R 33/12. Вихрострумовий спосіб вимірювання товщини та питомої електропровідності матеріалу оболонок виробів із неферомагнітних матеріалів із відлаштуванням від впливу зазору / А.Я. Тетерко, Г.Г. Луценко, (UA). – Заявка № a 2012 12324; Заявлено 29.10.2012; Опубл. 26.05.2014. Бюл. № 10.
14. *Сясько В.А., Соломенчук П.В., Коротеев М.Ю.* Вихретоковый неразрушающий контроль резьбы насосно-компрессорных труб // Контроль. Диагностика. – 2012. - № 10. – С. 17-22.
15. *Учанін В.М*. Накладні вихрострумові перетворювачі подвійного диференціювання.- Львів: СПОЛОМ, 2013.–286 с.
16. *Method and apparatus* for measuring thickness of conductive films with the use of inductive and capacitive sensors: US Pat. 6 593 738. Int. class. G 01N 027/72, G 01B 007/10. Kesil R., Margulis D., Gershzon E. – Publ. 07/15/2003.

ПРОЕКТ 2.9

Радіолокаційний моніторинг технічного стану під поверхневої частини інженерних споруд

РАДІОЛОКАЦІЙНИЙ МОНІТОРИНГ ТЕХНІЧНОГО СТАНУ ПІДПОВЕРХНЕВОЇ ЧАСТИНИ ІНЖЕНЕРНИХ СПОРУД

С.О. МАСАЛОВ, Г.П. ПОЧАНІН, В.П. РУБАН, П.В. ХОЛОД
(Ін-т радіофізики та електроніки НАН України)

Проаналізовано вимоги до енергетичних характеристик георадіолкаційної апаратури, які забезпечують виявлення дефектів в під поверхнею інженерних споруд та вимірювання товщини шарів шаруватого середовища. Запропоновано та теоретично і експериментально досліджено спосіб виявлення підповерхневих тріщин в монолітних блоках. Розроблено програмно керовану циклічну цифрову лінію затримки з розширеним до 200 нс діапазоном затримок. Запропоновано та досліджено способи підвищення енергетичного потенціалу радара за рахунок аналогового накопичення і використання антенної системи з глибокою розв'язкою між передавальним та приймальним модулями. Проаналізовано варіанти цільової цифрової обробки георадіолокаційних даних. Удосконалено і перевірено при моніторингу стану дорожнього одягу експериментальний зразок георадара.

***Ключові слова**: надширокосмуговий георадар, радарограма, радіолокаційний моніторинг, енергетичний потенціал, підповерхнева структура*

Під час експлуатації інженерні споруди такі як автомобільні шляхи, залізничні колії, та інші бетонні або земляні споруди зазнають пошкоджень. Найбільшу загрозу становлять приховані дефекти, розташовані всередині споруд. Щоб подовжити термін використання таких споруд, необхідно мати змогу знаходити ці дефекти вчасно, а саме – на початковому етапі їх формування.

Серед перспективних нересурсномістких методів неруйнівного контролю стану інженерних споруд є надширокосмуговий (НШС) георадіолокаційний метод. Особливістю цього методу є те, що він не вимагає багато часу для моніторингу. Тому діагностика стану споруд може виконуватися досить часто, що дозволить забезпечити своєчасне виявлення дефектів.

Апаратура для проведення діагностики надширокосмуговим георадіолокаційним методом називається георадаром. В світі вже існують георадари, які використовуються для моніторингу стану інженерних споруд [1, 2, 3]. Більшість з цих приладів достатньо ефективні при пошуках відносно контрастних дефектів - границь, при переході яких діелектрична проникність та електропровідність змінюються на значну величину. До таких можна віднести діелектричні та металеві включення, порожнини, заповнені повітрям, або насичені вологою області (коли підповерхневі зони малої щільності заповнюються водою).

Але, разом з цим, існують дефекти – підповерхневі тріщини та розущільнення матеріалу споруди, які не є контрастними, але їхня поява сигналізує про початок руйнування. Відстеження динаміки розвитку тріщин і аналіз їх стану може дозволити своєчасно і з мінімальними затратами відновити споруду. Іноді, при будівництві та відновленні споруд, необхідно точно контролювати товщини досить малих шарів діелектричних матеріалів. Так, наприклад, при будівництві та відновленні доріг потрібно контролювати товщини шарів асфальтобетону в кілька сантиметрів з точністю до 0,5 сантиметрів.

Така вимірювальна апаратура не є широко представленою на ринку георадарів. Її розробка та виготовлення пов'язані з необхідністю вирішення складних завдань як на стадії пропозиції принципів роботи, так і на стадії конструктивних рішень і виготовлення. Найголовнішим завданнями є покращення енергетичних характеристик георадара: його динамічного діапазону та енергетичного потенціалу. Оскільки георадар складається з набору різних елементів, блоків та систем, бажаний результат може бути досягнуто тільки удосконаленнями, оптимізацією та взаємним узгодженням їх усіх водночас. Разом зі швидкодіючим багато-розрядним аналого-цифровим перетворювачем (АЦП) це надає змогу досягти підвищеної точності вимірювання параметрів сигналів, відбитих досліджуваним середовищем. При цьому важливо залишити надширокою смугу робочих частот радара. Саме вона забезпечує точність вимірювань. Разом з математичною обробкою сигналів така система є основою для вирішення завдань моніторингу

© С.О. МАСАЛОВ, Г.П. ПОЧАНІН, В.П. РУБАН, П.В. ХОЛОД, 2015

стану підповерхневої частини інженерних споруд.

Розробка такого георадара потребує як удосконалення елементної бази, так і методів зондування, і, взагалі, особливих підходів до зондування, що відповідають конкретній задачі виявлення дефектів, чи вимірювання товщини шарів і таке інше.

Останніми роками в ІРЕ ім. О.Я. Усикова НАНУ інтенсивного розвитку набули фундаментальні дослідження з радіофізичної інтроскопії середовищ з поглинанням та дисперсією, результатами яких є низка патентів України [4, 5, 6, 7], які застосовано в розробленому георадарі «ОДЯГ» [8], призначеному для моніторингу стану дорожнього покриття.

Головним чином, робота спрямована на удосконалення елементної бази георадарів з метою поліпшення їх енергетичних характеристик, що, відповідно, забезпечує більшу глибину і точність радіолокаційних вимірювань при моніторингу технічного стану підповерхневої частини інженерних споруд.

В теоретичній частині дослідження розглянуто задачі зондування і визначення наявності зон розущільнення та тріщин в бетонних спорудах. Розрахунки показали, що для результативного пошуку зон розущільнення в конструкціях доріг при глибинах зондування до 1,5 м і робочій смузі частот георадара від 400 МГц до 1800 МГц (тривалість зондуючого імпульсу ~0,7 нс) потрібно забезпечити динамічний діапазон більший ніж 46 дБ. Подібні оцінки для пошуку зон розущільнення на глибинах до 5 м в бетонних конструкціях споруд таких, як греблі, при робочій смузі частот від 100 МГц до 500 МГц (тривалість зондуючого імпульсу ~2,5 нс) показали, що потрібно забезпечити динамічний діапазон не менше ніж 53 дБ. Поглинання хвиль цього частотного діапазону є меншим ніж у попередньому випадку, тому глибина зондування може бути більшою.

При оцінюванні вимог до динамічного діапазону приймача, які мають забезпечити виявлення наявності тріщини, останню можна було б розглядати, як ту саму зону розущільнення, заповнену повітрям, або водою. Але явно виражена спрямованість тріщини дає змогу використати це при організації процесу зондування. В даному випадку коефіцієнт відбиття суттєво залежить від взаємної орієнтації тріщини та вектору поляризації електричного поля зондуючого сигналу. Це стало основою для запатентованого способу визначення місць знаходження підповерхневих тріщин [9].

За результатами виконання завдань теоретичної частини робіт з'ясовано наступне:

- для виявлення підповерхневих розущільнень в інженерних спорудах потрібні георадари з динамічним діапазоном, не меншим ніж 53 дБ;
- для збільшення глибини виявлення розущільнень потрібно збільшувати тривалість зондуючого імпульсу з одночасним підвищенням потужності зондуючого сигналу;
- для виявлення тріщин потрібно збільшити динамічний діапазон додатково на 25 ÷ 30 дБ.

Енергетичний потенціал георадару має бути не меншим ніж 110 дБ.

Моделювання та оптимізація антенної системи. Для вимірювання товщини шарів шаруватого середовища запропоновано використовувати антенну систему, в якій забезпечено глибоку частотно-незалежну розв'язку між передавальним та приймальним модулями. Попередні експерименти з антенною системою [10, 11], виготовленою за принципом [**Ошибка! Закладка не определена.**], продемонстрували, що можливо досяжною є величина розв'язки, більша ніж - 64 дБ. Завдяки розв'язці між передавальним і приймальним модулями антенної системи можна, шляхом підвищення потужності збуджуючого сигналу, довести енергетичний потенціал георадару до величини, яка забезпечить можливість використання усього динамічного діапазону приймача. При цьому, незважаючи на близьке розташування випромінюючої і приймальної антен, найбільший за амплітудою сигнал буде не той, що проходить напряму із випромінюючої антени в приймальну, а той, що відбивається неоднорідностями досліджуваного середовища.

Розроблено та виготовлено експериментальний зразок антенної системи (рис. 1).

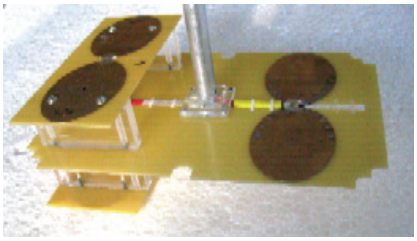


Рис. 1. Зразок антенної системи

За експериментальними даними оцінено, що при випромінюванні та прийомі енергетичні втрати досягають -28 дБ. Тому для зменшення втрат запропоновано роздільне знімання прийнятих сигналів з лівої та правої половин приймальної антени при використанні надширокосмугових симетруючих трансформаторів на лініях. У такий спосіб вдається досягти глибокої розв'язки між випромінюючим та приймальним модулями антенної системи, і разом з цим, краще узгодити приймальну антену з фідерною лінією, вдвічі збільшивши амплітуду прийнятого сигналу на вході приймача, а також зменшити вплив синфазної імпульсної завади.

Двоканальний стробоскопічний приймач з диференційними входами. Максимальна глибина зондування і чутливість георадара є важливими параметрами радіолокаційної системи. Ці параметри визначаються в основному можливостями приймача георадара. Так глибина зондування залежить від характеристик системи синхронізації та лінії затримки стробімпульса для стробоскопічного перетворювача, а чутливість системи визначається коефіцієнтом перетворення стробоскопічного перетворювача.

Для ефективної роботи стробоскопічного приймача в режимі когерентного накопичення необхідно забезпечити стабільну синхронну роботу генератора коротких імпульсів, що збуджують випромінюючу антену, та цифрової лінії затримки (системи автоматичного зсуву) стробоскопічного перетворювача. У зв'язку з цим важливу роль в синхронізації сигналів відіграє вхідний компаратор запуску системи синхронізації. Від його параметрів залежить часова стабільність (джиттер дискретизації) системи і, відповідно, точність вимірювань параметрів прийнятих сигналів. Також, у зв'язку з тим, що на вхід синхронізації надходить імпульс наносекундної тривалості, компаратор має мати високу швидкодію.

Для вирішення цих завдань розроблено швидкодіючий компаратор на основі емітерно-зв'язаної логіки (ЕЗЛ). Блок-схему компаратора наводить рис. 2.

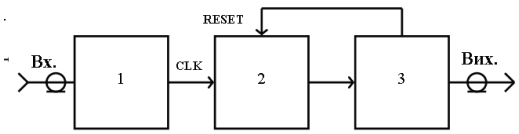


Рис. 2. Схема швидкодіючого компаратора: 1 - вхідний компаратор, 2 - тригер, 3 - розгалужувач сигналів

За параметрами мікросхем, використаних в компараторі, можуть бути визначені його характеристики: спектр вхідного сигналу і, відповідно, робоча смуга вхідного тракту - 8 ГГц, мінімальна тривалість імпульсу - 100 пс, нестабільність не більше 200 фс. Компаратор формує імпульси запуску лінії затримки тривалістю 2 нс, амплітудою 400 мВ (ЕЗЛ - рівні).

Тестування швидкодіючого компаратора проводилось спільно з цифровою лінією затримки і стробоскопічним змішувачем.

Стабільна робота системи синхронізації приймача також забезпечується завдяки малому джиттеру цифрових ліній затримок на основі ЕЗЛ-мікросхем. Їх нестабільність синхронізації (випадковий джиттер) має величину порядку 3 пс. Недоліком такої ЦЛЗ є малий діапазон часових затримок - 10 нс.

Циклічна цифрова лінія затримки. З метою розширення діапазону спостереження (за часом, а відповідно і за глибиною) було запропоновано оригінальний спосіб забезпечення розширеного діапазону затримок строб імпульсів за рахунок циклічності підключення мікросхем фіксованої цифрової лінії затримки. Для реалізації цього способу розроблено експериментальний зразок та проведено тестування циклічної цифрової лінії затримки, яке довело її працездатність і, разом з тим, високу точність задавання необхідних часових інтервалів.

Блок-схема лінії затримки наводить рис. 3.

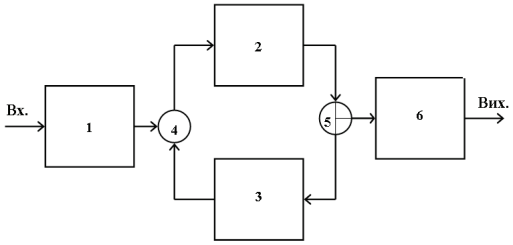


Рис. 3. Схема цифрової лінії затримки з розширеним діапазоном автоматичного зсуву синхроімпульсів. 1, 2, 3 - керовані цифрові лінії затримки на діапазон 10 нс, 4 - логічний елемент АБО, 5 - розгалужувач імпульсів, 6 – лічильник сигналів

Особливість схеми - це циклічне включення цифрових ліній 2 і 3, що дозволяє згенерувати послідовність синхроімпульсів з періодом 20 нс. Після заданої кількості циклів проходження імпульсів через лінії затримки на виході лічильника 6 генерується синхросигнал. Параметри сигналу: амплітуда – 3 В, тривалість - 50 нс.

Оцінка часової нестабільності приймача (джитера дискретизації) за методикою [12] показала, що середньоквадратичне відхилення склало близько 1 пс. Нижче (на рис. 4) наведена діаграма розподілу часових помилок реєстрації короткого імпульсу приймачем з швидкодіючим компаратором і цифровий лінією затримки.

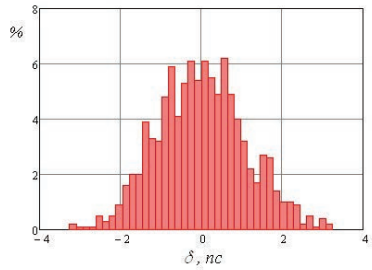


Рис. 4. Діаграма розподілу часових помилок

З діаграми видно, що часові помилки реєстрації лежать в межах ± 3 пс.

Експериментально досягнуто максимальне значення затримки до 200 нс. Це відкриває можливість прийому радіолокаційних сигналів з глибин, що приблизно дорівнюють 10 м. Слід зазначити, що, незважаючи на розширення діапазону затримок, точність і висока стабільність синхронізації залишилися тими ж самими. Про це свідчить ефективне використання аналогового накопичення при прийомі радіолокаційних сигналів.

Аналогове накопичення. Очевидним є факт, що чим більша чутливість георадіолокаційної апаратури, тим глибшим може бути зондування, тим менш контрастні дефекти можуть бути виявлені і тим точніше визначена підповерхнева структура. Тому в роботі продовжено теоретичне та експериментальне дослідження шляхів розширення динамічного діапазону георадара та підвищення чутливості стробоскопічного приймача, які базуються на матеріалах патенту № 96241 України [10].

Для розширення динамічного діапазону георадара в стробоскопічному приймачі застосовано аналогове накопичення сигналів. Розрахунки та експериментальні дані показали, що застосування режиму аналогового накопичення в простій схемі стробоскопічного перетворювача без зворотних зв'язків і без скидання накопиченого заряду дозволяє зменшити час наростання перехідної характеристики приймача і, відповідно, розширити робочу смугу частот [13].

Досліджено характер зміни характеристик перетворювача при використанні накопичення. Рис. 5 показує експериментальні та розрахункові залежності робочої смуги частот ΔF від кількості накопичень I при різних тривалостях вибірок δ (тривалостях стробімпульсів Δt).

а б

Рис. 5. Залежності робочої смуги частот від числа накопичень I та (а) тривалості вибірки δ (теорія), (б) тривалості стробімпульсів Δt (експеримент)

Кількісна оцінка показує, що відносне розширення робочої смуги становить 80 % при малих тривалостях вибірки (рис. 6).

Таким чином, з'ясовано методи оптимізації та параметри змішувача, які забезпечують найбільш широкий робочий діапазон частот приймача та зменшення рівня шумів внаслідок накопичення.

Двоканальний АЦП. Для підвищення точності вимірювання амплітудних параметрів приймача розроблено 24-розрядний АЦП (рис. 7) на основі мікросхеми AD7760.

Цифрова обробка результатів зондування. Сучасні алгоритми цифрової обробки радіолокаційних сигналів є продуктивним інструментом, який дає змогу суттєво покращити характеристики радіолокаційної системи. Особливо це стосується георадіолокації, в якій умови поширення сигналів зондування вкрай складні. Серед завдань, які розглядались виконавцями проекту, є визначення товщини шарів шаруватих середовищ (наприклад, задачі неруйнівного контролю стану доріг), виявлення підповерхневих (невидимих з поверхні) тріщин у монолітних блоках, та пошук і визначення габаритів, форми і т.д. підповерхневих дефектів.

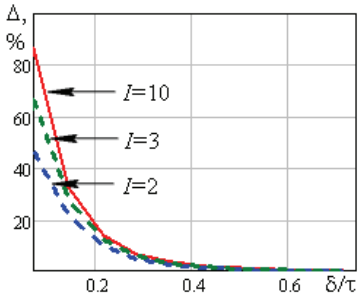


Рис. 6. Вплив аналогового накопичення на ширину робочої смуги частот

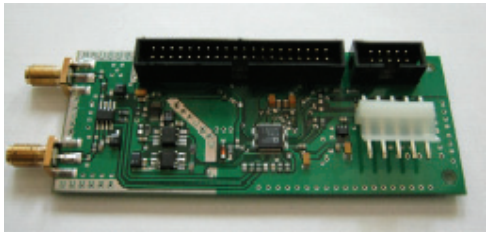


Рис. 7. Експериментальний зразок аналого-цифрового перетворювача

Застосування георадарів з НШС імпульсними сигналами для виявлення та ідентифікації неоднорідностей діелектричної проникності в середовищах зі значним поглинанням і дисперсією накладає ряд специфічних обмежень на методи обробки відбитих сигналів. Зокрема, швидкість поширення радіохвиль в дисперсійних неоднорідних середовищах не є постійною, що зумовлює труднощі у визначенні справжніх відстаней до об'єктів пошуку. Крім того, велика частина ґрунтів складається з середовищ, що мають значну дисперсію та поглинання, які змінюються зі зміною вмісту вологи в шарах вздовж траси поширення сигналу. Тому для досягнення більшої глибини зондування доводиться застосовувати імпульси наносекундного діапазону тривалості. Ці імпульси мають просторову довжину (тривалість у часі, помножена на швидкість поширення електромагнітної хвилі), яка перевищує відстань між границями шару. Тому, при застосуванні таких імпульсів без додаткових прийомів цифрової обробки сигналів, роздільна здатність виявляється недостатньою для практичних потреб.

В задачах визначення радіолокаційними методами товщини шарів, товщини яких менше просторової довжини сигналу, у відбитому сигналі спостерігається інтерференційна картина, на якій без додаткових припущень неможливо розділити відбиття від кожної з границь окремо.

Проблема вирішується, якщо врахувати той факт, що відстань від поверхні середовища до його нижньої границі невелика (приблизно одиниці або десятки сантиметрів). При цьому рівень відбитого

сигналу на вході приймача георадара на 20-30 дБ перевищує рівень власного шуму приймача. При таких співвідношеннях сигнал/шум виявляється ефективною нелінійна гомоморфна обробка сигналів [14].

Результат обробки сигналів за цим алгоритмом продемонстрували, що за умов великого співвідношення сигнал/шум нелінійна гомоморфна обробка сигналів є перспективною для ідентифікації близько розташованих границь підповерхневих структур. Але при використанні цього алгоритму для визначення границь за результатами експериментів виникли проблеми, обумовлені викривленнями форми відбитих сигналів через слабку контрастність.

Алгоритм пошарового визначення товщини шарів. Під час виконання досліджень на прикладі визначення товщини шарів дорожнього покриття дістав подальшого розвитку алгоритм пошарового визначення товщини шарів [15]. Використання цього методу для обробки георадарних даних отриманих георадаром «ОДЯГ» при моніторингу відновленого дорожнього асфальтобетонного покриття довело ефективність його застосування.

Метод мікрохвильової томографії. Радіолокаційні зображення (радарограми) локальних неоднорідностей, якими є тріщини або зони відмінної щільності, мають вигляд, який трудно піддається ідентифікації. Це обумовлено способом збору георадарних даних. Для отримання більш зрозумілого зображення використовують алгоритми просторової обробки результатів зондування, до яких можна віднести алгоритм міграції, голографічний або мікрохвильової томографії. Останній був протестований на георадарних даних, отриманих з використанням розробленого експериментального зразка георадара (рис. 8, а) на підготовленому полігоні (рис. 8, б).

Первинну радарограму (рис. 9, а) було оброблено за алгоритмом томографічної обробки. Результат (рис. 9, б) продемонстрував, що зображення металевої труби (контрастного об’єкту) фокусується відносно добре. Помітними є також схили траншеї. Але діелектрична труба залишилась малопомітною.

Таким чином, підхід мікрохвильової томографії є перспективним, але потребує додаткових досліджень, метою яких є відновлення більш реалістичної картини підповерхневої структури об’єктів.

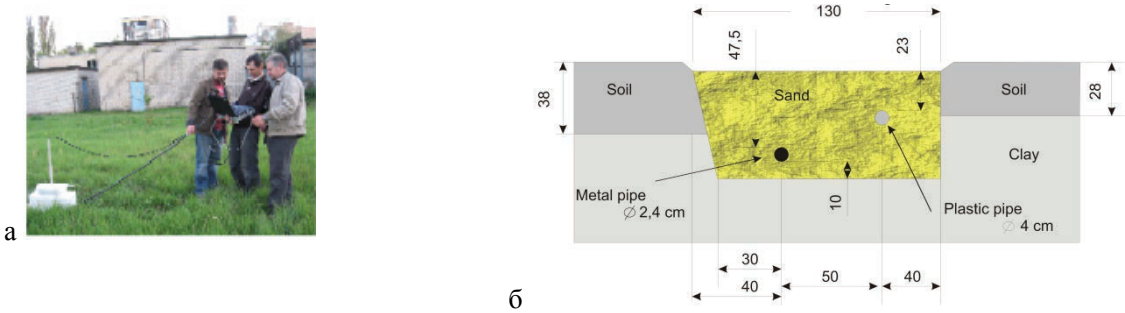


Рис. 8. а - георадар під час зондування на підготовленому полігоні; б - підповерхнева структура полігону (схематично)

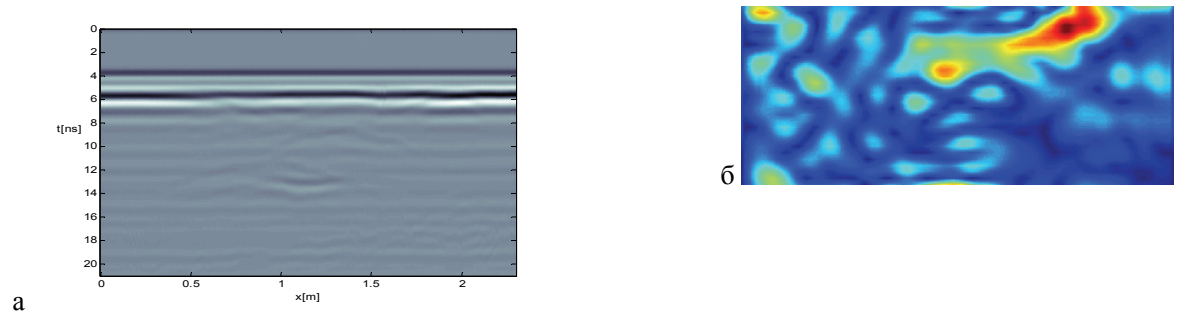


Рис. 9. а - необроблена радарограма; б - результат томографічної обробки

Тестування георадара

Виявлення тріщин. Розпочаті на першому етапі теоретичні дослідження стосовно виявлення тріщин було продовжено експериментально. Для експериментального дослідження з метою впровадження способу виявлення тріщин у асфальтобетонному покритті [**Ошибка! Закладка не определена.**] було виготовлено приймально-передавальну пару надширокосмугових навантажених антен з експоненціальною щілиною, які розміщено на юстирувальній основі (рис. 10). Після тестових випробувань цю антенну

систему було застосовано в експериментах, в яких були задіяні асфальтобетонні блоки (рис. 11). З блоків утворювались поверхневі та підповерхневі тріщини різного розкриву та на різних глибинах, які в подальшому виявлялись георадіолокаційною апаратурою.

Рис. 10. Приймально-передавальна антенна система для пошуку тріщин

Рис. 11. Асфальтобетонні блоки на щебені

Результати тестування демонструють рис. 12-15. Вони показують відбиті сигнали, які формуються при відбитті від тріщин при відповідних орієнтаціях антен та тріщин. Рис. 12 показує, що навіть якщо підповерхнева тріщина розташована вздовж передавальної антени, відбиття існує. Відбитий сигнал спостерігається в часовому інтервалі 1÷4 нс. Якщо зорієнтувати передавальну антену під кутом 45° до тріщини, у відбитому сигналі з'являється крос-поляризована компонента, яка зумовлює потужний (до 0,12 В) сигнал (рис. 13) в приймальній антені. Цього цілком достатньо для виявлення тріщини.

Виявлення слабоконтрастних об'єктів. За допомогою георадара, який працює в режимі з аналоговим накопиченням, проведені експерименти з виявлення слабоконтрастних, заритих у ґрунті об'єктів [16]. Рис. 16 показує відповідні радарограми, записані в режимі з накопиченням і без накопичення. Помітно, що при накопиченні, зображення об'єктів (лінії, що нахилені) більш контрастні, ніж в радарограмі, записаній без накопичення, що свідчить про ефективність застосування аналогового накопичення.

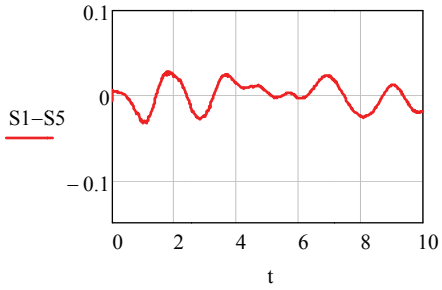


Рис. 12. Передавальна антена вздовж підповерхневої тріщини

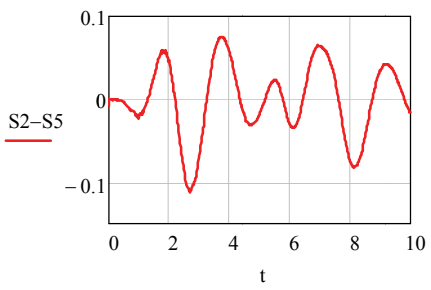


Рис. 13. Передавальна антена під кутом 45° до підповерхневої тріщини

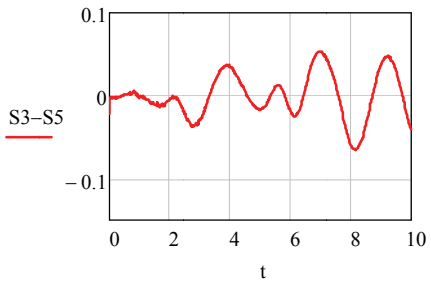


Рис. 14. Тріщина на поверхні. Передавальна антена під кутом 45° до тріщини

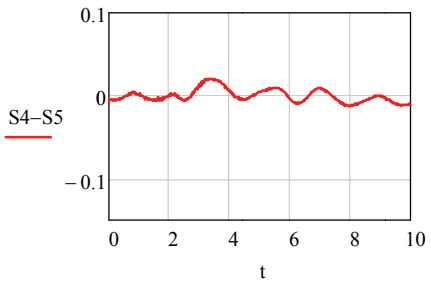
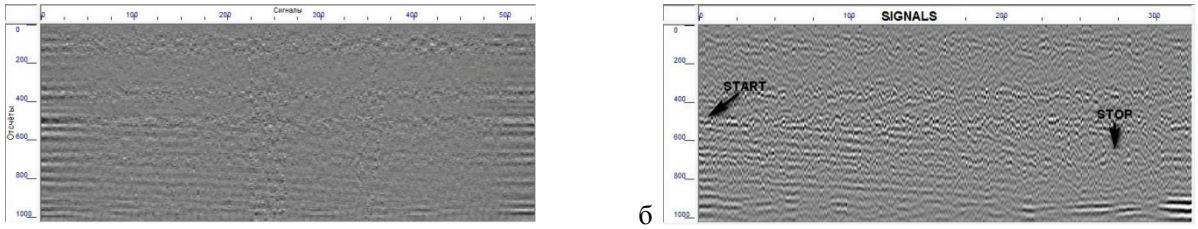


Рис. 15. Передавальна антена вздовж тріщини. Тріщина на поверхні



а б

Рис. 16. Радіолокаційні профілі прихованого діелектричного об'єкта при зондуванні: а - без накопичення і б - з накопиченням 5

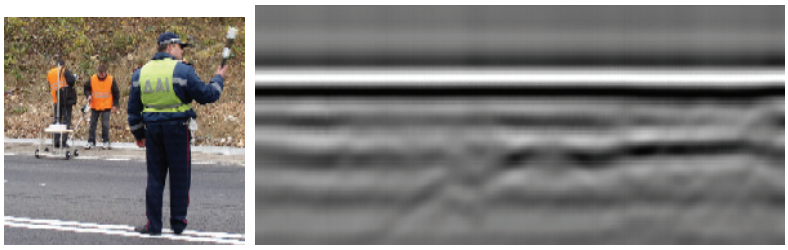


Рис. 17. Перетин дороги. Зондування та радарограма

Моніторинг відновленого та добудованого дорожнього полотна При виконанні моніторингу структури відновленого та добудованого дорожнього покриття (рис. 17) було визначено, що поверхневий шар є однорідним, рівної товщини 5 см. Під поверхнею на глибині приблизно 0,5 м помітно ущільнення, що відповідає дорожньому полотну, яке існувало до ремонтних робіт.

Висновки

Таким чином, в роботі було виконано дослідження, що дають змогу покращити технічні характеристики георадара: глибину зондування, роздільну здатність, якість обробки та відображення отримуваної георадіолокаційної інформації, а також було проведено роботу щодо впровадження результатів досліджень.

Результати за окремими напрямками робіт:

- проаналізовано можливості методів обробки результатів зондування: гомоморфної ідентифікації границь розділу шаруватих середовищ, пошарового визначення товщини шарів дорожнього покриття, мікрохвильової томографії, та визначено перспективність використання кожного з них для вирішення конкретних завдань підповерхневої радіолокації;
- оптимізовано НШС імпульсну передавально-приймальну навантажену антенну систему з розв’язкою та трансформатор до неї;
- розроблено та перевірено функціонування та характеристики циклічної цифрової лінії затримки з розширеним до 200 нс діапазоном затримок;
- досліджено вплив тривалості вибірки та аналогового накопичення на характеристики стробоскопічного перетворювача, визначено методи оптимізації та параметри змішувача, які забезпечують найбільш широкий робочий діапазон частот приймача, та зменшення рівня шумів внаслідок накопичення;
- розроблений експериментальний зразок георадара перевірено на задачах виявлення підповерхневих об’єктів різних типів.

1. *Ground* penetrating radar for road structure evaluation and analysis. http://www.geophysical.com/roadinspection.htm
2. *Concrete* & Pavement. // http://www.sensoft.ca/Applications/Concrete-and-Pavement.aspx
3. *Engineering* geophysical surveys for highways. URL: http://www.geotechru.com/en/filemanager/download/446/road_inspection. pdf
4. *Патент* № 84188 України, МПК (2006) G01R 29/08 G01V 3/12. Спосіб визначення швидкості поширення електромагнітної хвилі в ґрунті [Текст] / Почанін Г.П., Головко М.М. (Україна); заявник та патентовласник : Інститут Радіофізики та електроніки ім. О.Я.Усикова Національної академії наук України. – a2006 08450 Заявлено 27.07.2006; Опубл. 25.09.2008, Бюл. № 18. – 5 с. : іл.
5. *Патент* № 81652 Україна, МПК7 (2006) H 01 Q 9/00 H 01 Q 19/10. Спосіб розв'язки між передавальним і приймальним модулями антенної системи [Текст] / Копилов Ю.О., Масалов С.О., Почанін Г.П. , (Україна) ; заявник та патентовласник : Ін-т радіофізики та електроніки ім. О.Я.Усикова НАН України. - № a200508109; заявл. 17.08.05 ; опубл. 25.01.08, Бюл. № 2. – 4 с. : іл.

6. *Патент* № 95157 України, МПК (2006) H01Q 21/26. Поляриметрична антенна система надширокосмугового радіолокатора підповерхневого зондування [Текст] / Холод П.В., Почанін Г.П. (Україна); Інститут Радіофізики та електроніки ім. О.Я.Усикова Національної академії наук України. – a200913694 Заявлено 28.12.2009; Опубл. 11.07.2011, Бюл. № 13, 2011.
7. *Патент* № 96241 України, МПК H04B 1/06. (2006.01) Стробоскопічний спосіб реєстрації сигналів [Текст] / Почанін Г.П., Рубан В.П. (Україна); Інститут Радіофізики та електроніки ім. О.Я.Усикова Національної академії наук України. – a201014689 Заявлено 07.12.2010; Опубл. 10.10.2011, Бюл. № 19.
8. *Pochanin, G. P. Ruban, V. P. Kholod, P. V. Shuba, A. A. Pochanin, A. G. Orlenko, A. A. Batrakov, D. O. Batrakova, A. G*. GPR for pavement monitoring [Електронний ресурс] / G. P. Pochanin [та ін.]. // Журнал радиоэлектроники. – Електрон. журн. - 2013. - № 1. - С. 1 - 12. – Режим доступу : URL: http://jre.cplire.ru/alt/jan13/8/text.pdf.
9. *Патент* № 81296 Україна, МПК .E01C 23/00, G01R 29/08 (2006.01) Спосіб виявлення та визначення місць знаходження у тому числі і підповерхневих тріщин в асфальтобетонному покритті [Текст] / Батраков Д.О. Батракова А.Г. Почанін Г.П. (Україна); заявник та патентовласник : Батраков Д.О. – u201300256 Заявлено 08.01.2013; Опубл. 25.06.2013, Бюл. № 12. – 10 с. : іл.
10. *Pochanin G.P., Ruban V.P., Kholod P.V., Shuba A.A., Pochanin A.G., Orlenko A.A*. Enlarging of power budget of ultrawideband radar - 6th International Conference on «Recent Advances in Space Technologies-RAST2013» June 12 14, 2013. Istanbul (Turkey). – P. 213-216.
11. *Pochanin G.P., Orlenko A.A., Kholod P.V., Masalov S.A., Pochanina I.Ye*. UWB antenna with high isolation between transmitting and receiving modules Proc. of the IX International Conference on Antenna Theory and Techniques (ICATT'13) September 16 – 20, 2013, Odessa, Ukraine. – P. 341-343.
12. *Дудник А.В*. Методы измерения и анализа джиттера в приемниках георадаров / А.В. Дудник // Успехи современной радиоэлектроники. - 2009. - № 1/2. - С. 51-57.
13. *Рубан В.П., Шуба А.А., Почанин А.Г., Почанин Г.П*. Стробоскопическое преобразование сигналов при аналоговом накоплении. Радиофизика и электроника. 2014. Т.19, № 4.
14. *Sytnik O.V*. Textural Analysis of Cepstrum Images of Subsurface Structure // Telecommunications and Radio Engineering. – 2011. – V. 70, № 1. – P. 87 – 94.
15. *Батраков Д.О., Батракова А.Г., Головин Д.В., Кравченко О.В., Почанин Г.П*. Определение толщин слоев дорожной одежды методом георадиолокационного зондирования. / Физические основы приборостроения. 2014. Т.3, № 2, С. 46-56.
16. *Ruban V.P., Shuba O.O., Pochanin O.G., Pochanin G.P., Turk A.S., Keskin, A.K., Dagcan S.M., Caliskan A.T*. Analog Signal Processing for UWB Sounding. / 7th International Conference on «Ultra Wideband and Ultra Short Impulse Signals» September 15-19, 2014, Kharkiv, Ukraine, P.55-58.

ПРОЕКТ 2.10

Розробка апаратури для дефектоскопії котлоагрегатів ТЕЦ, комунальних котелень та трубопроводів теплоносія високого тиску

УДК 620.179.143;620.179.147

РОЗРОБКА АПАРАТУРИ ДЛЯ ДЕФЕКТОСКОПІЇ КОТЛОАГРЕГАТІВ ТЕЦ, КОМУНАЛЬНИХ КОТЕЛЕНЬ ТА ТРУБОПРОВОДІВ ТЕПЛОНОСІЯ ВИСОКОГО ТИСКУ

Ю.І. ДЖЕЖЕРЯ, д-р фіз.-мат.наук, **Д.О. ДЕРЕЧА, С.В. ЧЕРЕПОВ**, к-ти фіз.-мат.наук,
Ю.Б. СКИРТА, м.н.співробітник, **В.В. ЛЕПЕХА**, аспірант
(Ін-т магнетизму НАН України та МОН України)

У статті проаналізовані недоліки традиційного підходу до магнітної дефектоскопії та запропоновано альтернативний підхід, сенсом якого є отримання фотореалістичного зображення магнітного образа досліджуваної поверхні. Продемонстровані недоліки та переваги двох підходів. Приведено просторове розподілення магнітного поля в зразках з дефектами та навколишньому просторі, які виникають при обтіканні дефектів струмом згідно розрахунку на основі моделі розподілення струмів Фуко. Розроблені та виготовлені дослідні зразки сенсорів для багатоканального дефектоскопу. За допомогою двокоординатної системі сканування проведено тестування сканера з сенсором та експериментально визначена його роздільна здатність за допомогою спеціально виготовлених тест-об’єктів. За орієнтир в розробці вибрано трубний вихрострумовий дефектоскоп TS-2000 фірми TESTEX (США), яка вже використовується на електрогенеруючих компаніях України. Проаналізовані недоліки електронних схем, що використовуються в дефектоскопах та запропоновано нову блок-схему дефектоскопу, яка має суттєво більшу чутливість та динамічний діапазон. На дану конструкцію в цьому році отримано патент України № 97777, опубл. 10.04.2015, бюл. № 7. На основі запропонованого технічного рішення виконано розробку електронних вузлів дефектоскопу та проведено їх тестування. При розробці апаратурі використані електронні компоненти відомих світових виробників. На теперішній час виконується відпрацювання програмного забезпечення комплексу, яке у відповідності до календарного плану планується завершити в четвертому кварталі цього року.

Ключові слова: *магнітна вихрострумова дефектоскопія, вихрострумовий дефектоскоп, сенсори для вихрострумового дефектоскопу, висока роздільна здатність, магнітний образ досліджуваної поверхні, чутливість, динамічний діапазон, цифро-аналоговій перетворювач, операційний підсилювач, мікропроцесорний контролер, електронно-обчислювальна машина*

Актуальність проблеми. Проблема контролю дефектності конструктивних металевих елементів і трубопроводів є дуже важливою для України. На її території є ряд великих технологічних об'єктів підвищеної небезпеки (атомні та теплові електростанції, хімкомбінати та металургійні комбінати і т. д.), а також прокладено величезну кількість трубопроводів різноманітного призначення (магістральні газо- та нафтопроводи, сітка водопроводів та паропроводів), тощо. Металеві несучі конструкції та трубопроводи в таких об'єктах вимагають регулярної перевірки на наявність в них дефектів, які виникають в процесі старіння та експлуатації.

Особливої уваги потребують об’єкти, де наслідки техногенної катастрофи поряд з економічними збитками можуть призвести до людських жертв. Насамперед це енегонапружені об’єкти в тепло та енергогенеруючих компаніях – котли теплоелектростанцій та парові трубопроводи.

Стан проблеми. Об'єкти, що досліджуються дефектоскопічними методами в енергогенеруючих компаніях, можна класифікувати за різними ознаками. За формою в більшості випадків це об'єкти у формі тіл обертання, наприклад, труби і т. п.. По здатності намагнічуватись це можуть бути слабоманітні і ферромагнітні матеріали. В залежності від типу досліджуваного об'єкта застосовуються різні методи і способи його дослідження на наявність дефектів. На сьогоднішній день досить широко застосовуються й весь час удосконалюються як методи дефектоскопії на змінному струмі, так і методи повязані з впливом на досліджуваний обєкт постійного манітного поля. Модифікації та вдосконалення проводились з метою розширення діапазону застосування, підвищення точності контролю стану досліджуваних об'єктів, а також

© Ю.І. ДЖЕЖЕРЯ, Д.О. ДЕРЕЧА, С.В. ЧЕРЕПОВ, Ю.Б. СКИРТА, В.В. ЛЕПЕХА, 2015

збільшення продуктивності обладнання.

Збільшення продуктивності приладів однозначно повязане з використанням багатоканальних багатосенсорніх систем, де сенсори групуються в блоки линійного, чи матричного типу.

Вибором типів сенсорів не вичерпується весь спектр проблем, що наявний в сучасній магнітній дефектоскопії об’єктів тепло та енергогенеруючих компаній. Більша їх частина пов’язана з домінуванням традиційного підходу до магнітної дефектоскопії на ціх об’єктах.

Сенс традиційного підходу: об'єкт дослідження вручну зондується датчиком, який живиться від системи подачі зондуючого сигналу, сигнал с датчика надходить в систему реєстрації сигналу від об'єкта дослідження. В результаті маємо ручне сканування та відображення результатів дослідження на екрані дефектоскопу в координатах амплітуда-час або амплітуда-фаза.

Такій підхід має певні недоліків, серед яких необхідність мати досвідчений персонал, складність об'єктивного документування результатів випробувань, достатня ймовірність того, що дефект при ручному скануванні буде пропущено та складність проведення дослідження при низькому співвідношенні «сигнал-шум».Останнім часом набув поширення новий підход, основнова якого полягає в отриманні двовимірного зображення магнітного образа досліджуваної поверхні.

Нові прилади для дефектоскопії котлоагрегатів ТЕС, як правило, багатоканальні та такі, що дозволяю сканувати досліджувані ділянки матричним датчиком, що має лінійку або матрицю датчиків. Це дозволяю візуалізувати дефектне поле теплообмінників котлів. Також ці дефектоскопи мають свою специфіку, пов’язану з тою обставиною, що обстеженню підлягають тіла циліндричної форми, виготовлені з феромагнітного матеріалу. Ці обставини накладають певні вимоги як на конструкцію самих сканерів дефектоскопів, так і на параметри електронного обладнання, що входить до складу дефектоскопу. Зрозуміло, що сканери повинні бути такими, що дозволяють обхватити трубу чи певний її сектор, а електронна частина повинна мати можливість працювати в широкому діапазоні частот, включаючи низькі та ультра низькі частоти, та мати досить велику чутливість.

В теперішній час на Україні для цілей обстеження котлів ТЕС, здебільшого, використовуються прилади іноземного виробництва. Зокрема найшов застосування дефектоскоп TS-2000 фірми TESTEX (Сполучені Штати Америки) [1]. За станом на 2014 рік ціна на такий дефектоскоп становила більше 52 тисяч $ США.

Зовнішній вигляд дефектоскопу TS-2000 дано на рис. 1, а зовнішній вигляд сканера дефектоскопу, що використовувався в для дефектоскопії труб котлоагрегатів діаметром 38 мм зображено на рис. 2.

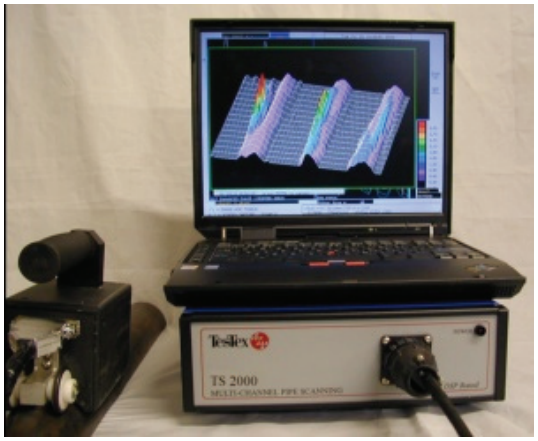


Рис. 1. Зовнішній вигляд дефектоскопу TS-2000 фірми TESTEX (США)

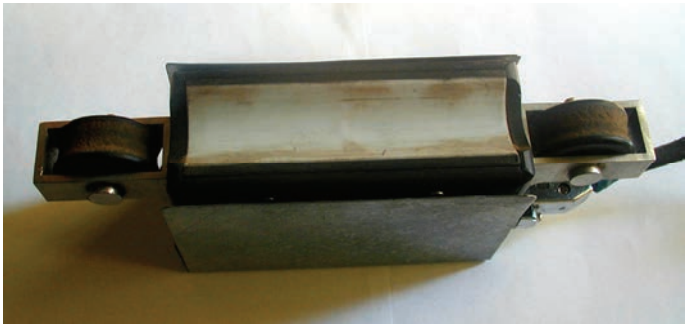


Рис. 2. Зовнішній вигляд сканеру дефектоскопу TS-2000

Даний дефектоскоп успішно використовується в деяких енергетичних компаніях України, наприклад на підприємстві «ДонбасЕнергоНаладка» ВАТ «ДОНБАСЕНЕРГО».

При роботі системи скануваня TS-2000 використовується низькочастотний електромагнітний метод. Обстеження труб проводиться з зовнішньої сторони, проте використання низькочастотного збудження приводить до того, що дефекти можуть бути зареєстровані також і на внутрішній трубі котлоагрегату.

Сканер TS-2000 має вогнуту поверхню, яка відповідає радіусу труби. В залежності від діаметра труби сканер має 8 або 16 сенсорів, що рівномірно розподілені на вогнутій поверхні сканеру. Сенсори не мають прямого контакту з обстежуваною поверхнею і практично не зношуються. Сенсори дефектоскопу TS-2000 мають розміри кілька міліметрів. Дефекти відображаються на моніторі комп'ютеру в режимі реального часу, як в вигляді двувимірної так і в вигляді 3-D кольорової графіки, а також в вигляді амплітудних залежностей сигналу в каналах від часу. Результати обстеження можуть бути використані для подальшого аналізу та збережені в архіві.

На рис. 3 приведено типове зображення екрану монітору.

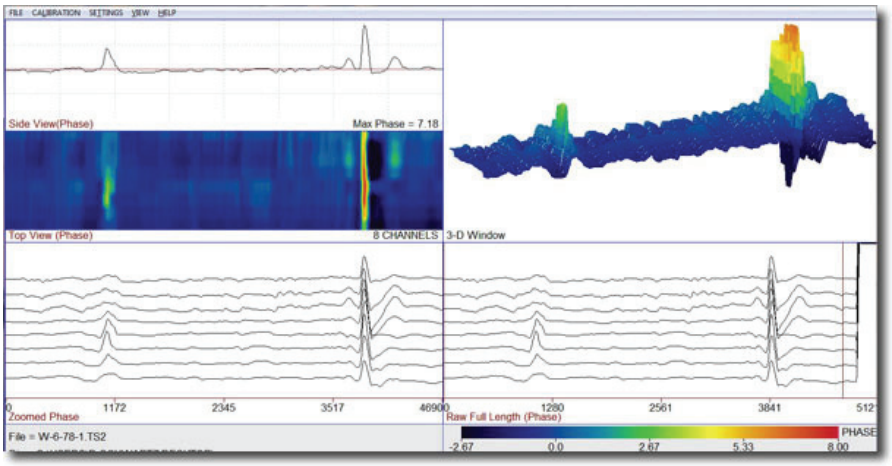


Рис. 3. Типове зображення екрану монітору дефектоскопу TS-2000

За комплексом параметрів цей дефектоскоп був вибраний в якості орієнтиру при розробці нашого варіанту дефектоскопу.

Метою роботи було розробити концепцію побудови та практично реалізувати принципові електричні схеми та програмне забезпеченя, які в комплексі дадуть змогу виконати розробку апаратури для дефектоскопії котлоагрегатів ТЕЦ, комунальних котелень та трубопроводів теплоносія високого тиску.

Зрозуміло, що велике значення для результуючих параметрів приладу мають чутливі елементи, що входять до складу сенсорів. Їм приділялось багато уваги в літературі [2-4], присвяченій дефектоскопам. Проте однозначно питання про найбільш прийнятній тип та конфігурацію до цього часі не вирішено. В останній час значного розвитку починає набувати вихрострумова дефектоскопія високої роздільної здатності, як однозондова скануюча, так і багатозондова матрична [5-7]. Тому достатню увагу в роботі було приділено розробці індуктивних сенсорів, які входять до складу сканеру дефектоскопу.

Також для розуміння відповідність отриманного двовимірного магнітного забраження досліджуваної поверхні реальній поверхні було розроблено теоретичну модель, що розглядає поверхневий дефект у вигляді половини сплюсненого сфероїда, вирізаного площиною провідника уздовж короткої осі.По результатам розрахунків підготовлена до друку стаття [8], а їх результати в узагальнюючому вигляді дані на рис. 4.

Спираючись на результати аналітичних розрахунків, поданих на рис. 4, можна констатувати, що найбільш прийнятною конфігурацією датчика є конфігурація по реєстрації вертикальної компоненти електромагнітного поля над дефектом, як найбільш потужної та локалізованої.

При розробці макету датчика важливими було те, що для одержання високої роздільної здатності датчика необхідно мати найменшу зону чутливості такого датчика. Така конструкція була розроблена [9]. Розмір датчика не перевищував 1,5 мм в діаметрі та 5 мм довжиною (рис. 5).

Чутливі елементи котушок сенсорного блоку датчика були залиті епоксидним компаундом в тримачі в однорядному чи двохрядному варіанті (рис. 6).

Для оцінки роздільної здатності одного сенсора було розроблено та побудовано стенд, що відтворює роботу зондового скануючого дефектоскопу. Блок-схема стенду показана на рис. 7.

Стенд являє собою двокординатну систему сканування німецької фірми Isel, яка працює під управлінням контролеру, який через порт зв'язаній з управляючим компютером. Двокоординатна система переміщую датчик, який живиться змінним струмом від звукової карти комп'ютера. З вторинної обмотки датчика сигнал через підсилювач подається на вхідний канал звукової карти комп'ютера. Управління переміщенням датчика, форма й частота зондую чого сигналу, аналіз сигналу від сенсора та відображення інформації в псевдо-реальному часі, Фур'є фільтрація сигналу та його детектування проводиться за допомогою спеціально створенної программи управління, запису та обробки даних з сенсора. Программа написана на Delphi, з включенням ассемблерних вставок для прискорення математичних розрахунків та роботи системи вводу-виводу даних.

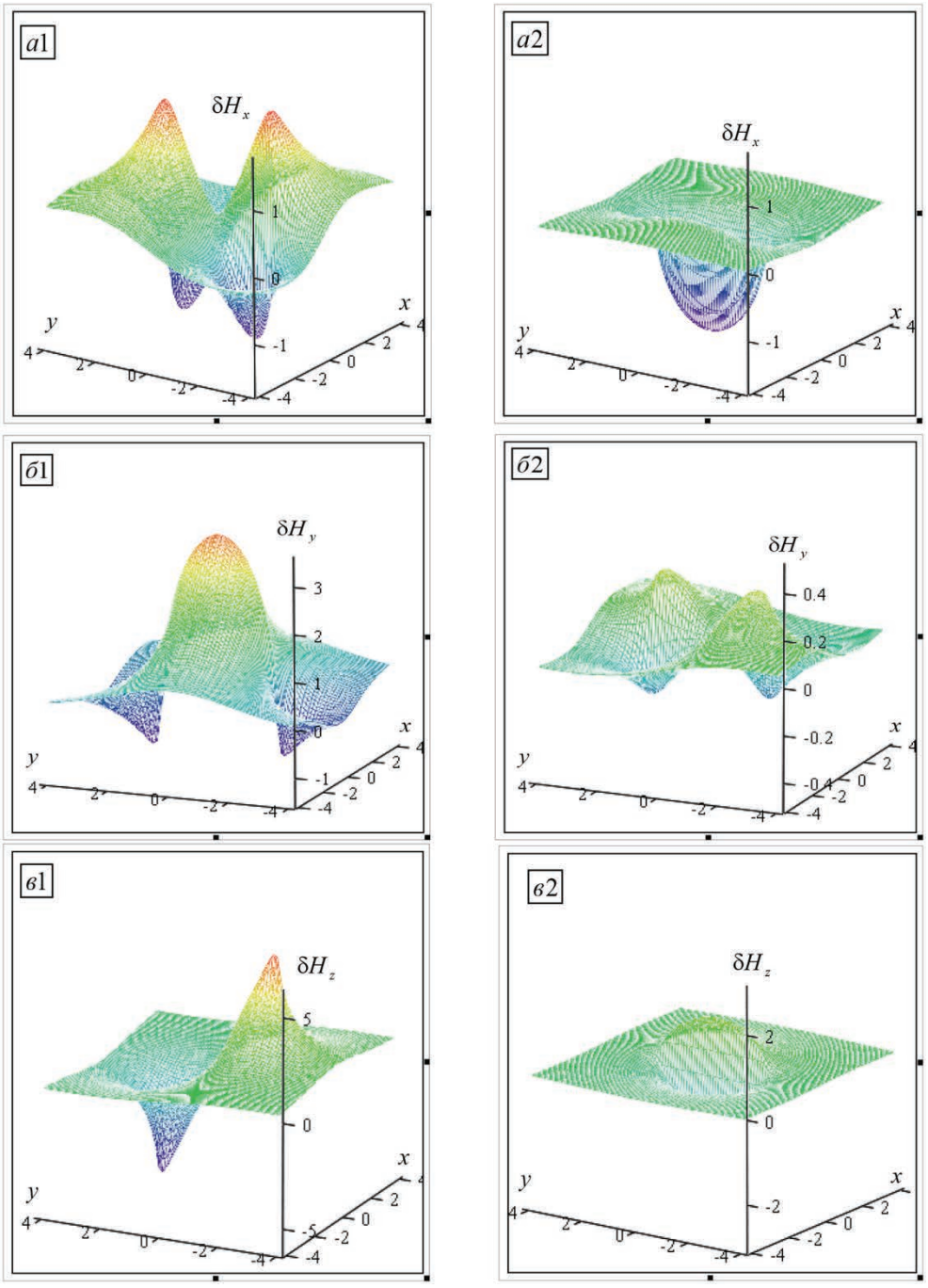


Рис. 4. Графіки залежності компонент МП розсіювання *а*1,2 – δH_x; *б*1,2 – δH_y; *в*1,2 – δH_z від координат x, y при $a = 0.2$, $c = 10 \cdot a$, $z = 0.1 \cdot a$. Індекс 1 – $\alpha = 0$, 2 – $\alpha = \pi/2$ (більш детально див. [8])

Для визначення роздільної здатності сенсорів було створено тест-зразок, який являв собою шліфованій плаский лист з алюмінію, на якому за допомогою мікротвердоміра було нанесено точкове зображення з відстанню між точками уколу твердоміра 25 микрометрів. Мікрофотографію тест-зразка показано на рис. 8.

Рис. 5. Осердя датчика з намотаними котушками

Рис. 6. Тримач сенсорів для багатоканального друхрядного сканера для дефектоскопу труб екранів котла ТЕС

При виконанні напису літери М в правій частині літери було зроблено два пропуски при виконанні наколів, таким чином в цих місцях віддаль між уколами дорівнює 50 микрометрів. Верхня частина букви М має похилі лініх, укорли на яких виконані по діагоналі квадрату 25х25 микрометрів, в цих місцях віддаль між уколами дорівнює близько 35 микрометра. При аналізі магнітного образу поверхні, побудованого за допомогою вихрострумового скануючаго дефектоскопу з сенсором, зображеним на рис. 8, видно, що пропуски в наколах в районі правої вертикальної лінії букви М видно дуже добре. Також можна розлічити окремі уколі в косих лініях верхньої частини букви М (дивись рис. 9.). Аналіз зображення на рис. 9 дозволяє стверджувати, що роздільна здатність сенсорів з осердям з фериту діаметром 300 микрометрів становить менш як 50 микрометрів.

Після встановлення величини роздільної здатності сенсора була зроблена спроба отримати магнітні образи з реальніх об’єктів, наприклад зварних швів в нержавіючій сталі чи алюмінії. Для для цього були виготовлені відповідні тест-зразки, на яких були виконані зварні шви, які зачищалися та шліфувалися. Результати досліджень можна бачити на рис. 10 для нержавіючої сталі та рис. 8. для алюмінію.

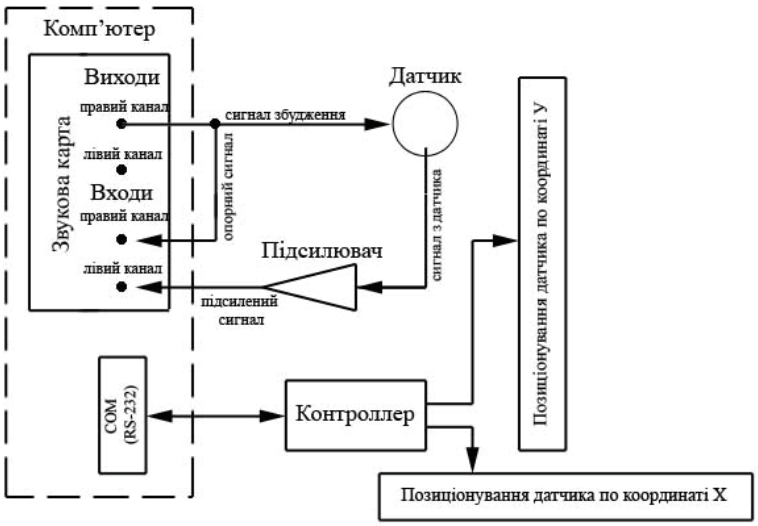


Рис. 7. Блок-схема стенду для оцінки роздільної здатності сенсорів дефектоскопу

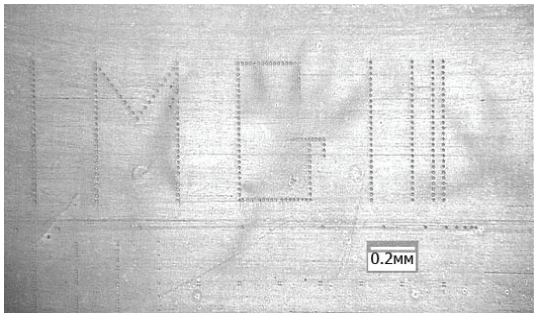


Рис. 8. Мікрофотографія тест-зразка

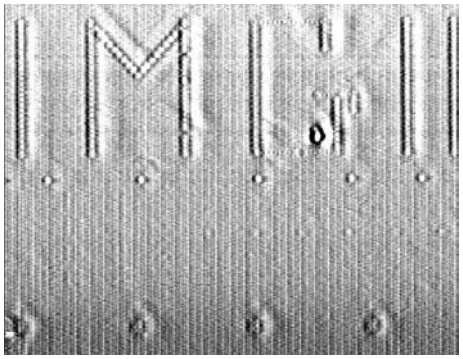


Рис. 9. Магнітний образ тестового зразка, отриманій методом зондової вихрострумової дефектоскопії

На рис. 10 зображено два режими математичної обробки сигналу. Верхня частина зображення відповідає режиму еквіпотенціального рівня сигналу з датчика, нижня – режиму амплітудного представлення сигналу с датчика в залежності від координат. На рис. 11 зображено зварний шов в алюмінії. Видно микродефекти зварного шва, неоднорідності в тілі шва та поля термічних напруг, що виникають під час зварки дугою.

При розробці функціональної схеми багатоканального дефектоскопу було проаналізовано патентну літературу та виявлено найбільш прийнятні рішення [10-11]. Більш відповідає нашим цілям пристрій [11], що містить генератор синусоїдального сигналу, послідовно з'єднані опорний генератор і синтезатор частоти, а також другий синтезатор частоти, виконаний з можливістю перестройки частоти та фази, вхід якого зв'язаний з виходом опорного генератора, крім того додатково існує синхронний амплітудний детектор, фільтр нижніх частот, аналого - цифровий перетворювач, мікроконтролер, причому один із входів синхронного амплітудного детектора з'єднаний з виходом другого синтезатора частоти, а другий вхід його з'єднаний з виходом підсилювача, а до його виходу підключено послідовно з'єднані фільтр нижніх частот, аналого - цифровий перетворювач, мікроконтролер, до виходу якого підключено вхід запуску аналого - цифрового перетворювача, а входи управління обох синтезаторів частоти з'єднані з виходами мікроконтролера. Зазначене технічне рішення було вибране нами для подальшого модифікування під наші задачі.

Недоліком пристрою [11] є те, що він має низький динамічний діапазон, відсутність компенсації початкового сигналу з індуктивного сенсора по фазі та амплітуді, низька термостабільність та чутливість приладу, відсутність протоколювання даних як в реальному часі так і загалом.

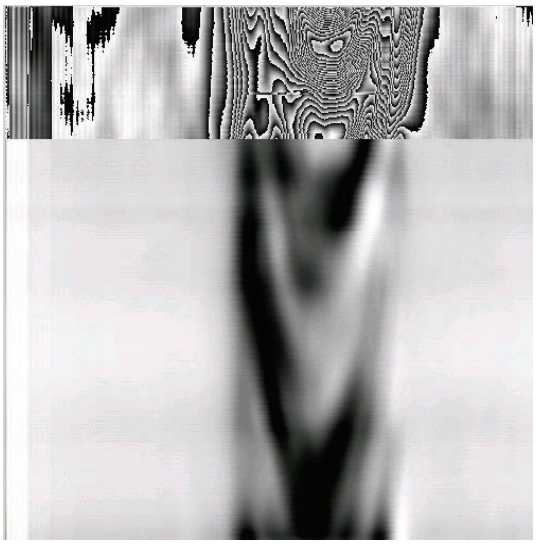


Рис. 10. Сканування зразка зварного шву в нержавіючій сталі

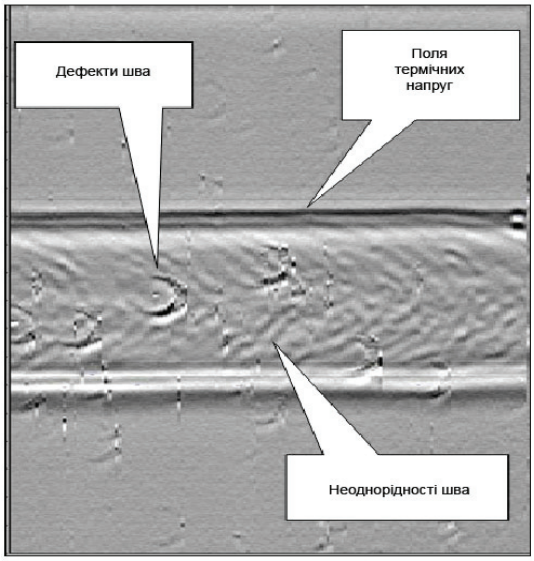


Рис. 11. Зварний шов в алюмінії

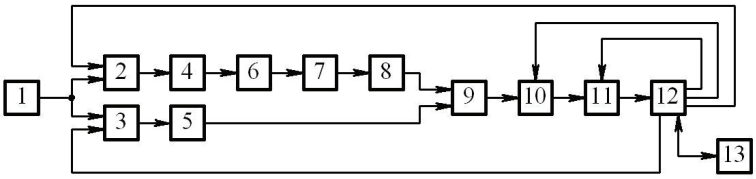
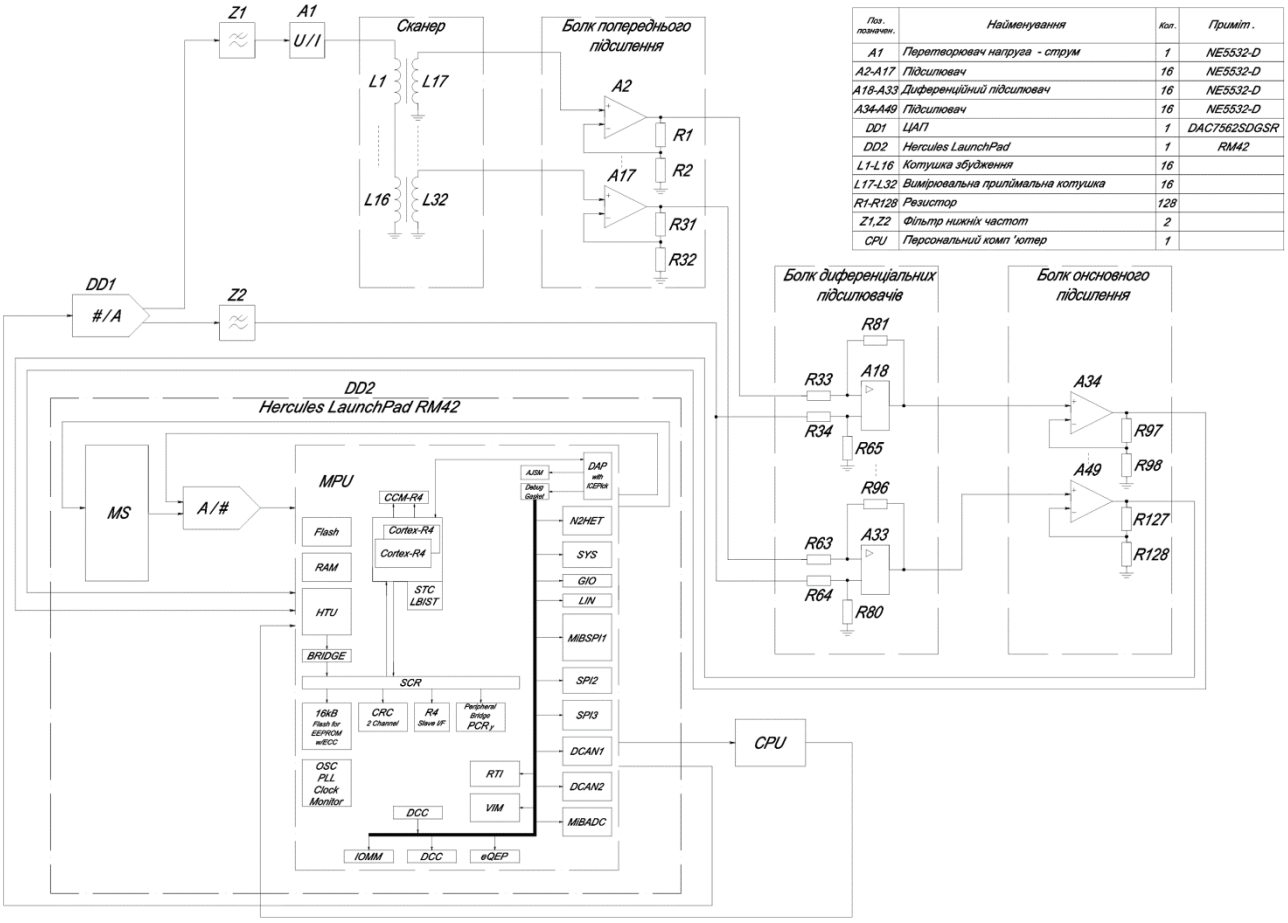


Рис. 12. Запропонована блок-схема дефектоскопу

Постало завдання удосконалення даного пристрою та перетворення його в комп'ютеризовану вимірювальну багатоканальну систему шляхом введення нових блоків з ціллю підвищення динамічного діапазону та чутливості шляхом введення компенсації початкового сигналу по фазі та амплітуді.



Поз. позначен.	Найменування	Кол.	Примім.
A1	Перетворювач напруга - струм	1	NE5532-D
A2-A17	Підсилювач	16	NE5532-D
A18-A33	Диференційний підсилювач	16	NE5532-D
A34-A49	Підсилювач	16	NE5532-D
DD1	ЦАП	1	DAC7562SDGSR
DD2	Hercules LaunchPad	1	RM42
L1-L16	Котушка збудження	16	
L17-L32	Вимірювальна прийомальна котушка	16	
R1-R128	Резистор	128	
Z1,Z2	Фільтр нижніх частот	2	
CPU	Персональний комп 'ютер	1	

Рис. 13. Функціональна схема дефектоскопу

Поставлена задача вирішувалась тим, що система вихрострумової дефектоскопії, яка містить опорний генератор, мікроконтролер, синтезатор частоти, другий синтезатор частоти, попередній підсилювач, аналого - цифровий перетворювач, перший фільтр нижніх частот відрізняється тим, що додатково містить другий фільтр нижніх частот, перетворювач напруга - струм, вихрострумовий перетворювач, диференційний підсилювач, основний підсилювач, персональний комп'ютер, інформаційні виходи мікроконтролера зв'язані з інформаційними входами першого та другого синтезаторів частоти, основного підсилювача, цифро - аналогового перетворювача та персонального комп'ютера, виходи першого та другого синтезаторів частоти зв'язані з входами першого та другого фільтрів нижніх частот, вихід першого фільтра нижніх частот зв'язаний з входом перетворювача напруга - струм, вихід другого фільтра нижніх частот зв'язаний з входом диференційного підсилювача, вихід перетворювача напруга - струм зв'язаний з входом вихрострумового перетворювача, вихід вихрострумового перетворювача зв'язаний з входом попереднього підсилювача, вихід попереднього підсилювача зв'язаний з входом диференційного підсилювача, вихід диференційного підсилювача зв'язаний з входом основного

підсилювача, вихід основного підсилювача зв'язаний з входом цифро - аналогового перетворювача, вихід цифро - аналогового перетворювача зв'язаний з мікроконтролером, інформаційний вихід персонального комп'ютера зв'язаний з інформаційним входом мікроконтролера.

Виходячи із зазначеного, саме поєднання наведених відомих ознак і сукупність нових суттєвих ознак пристрою, що заявляється, забезпечує підвищення динамічного діапазону, введення компенсації сигналу по фазі та амплітуді, підвищення чутливості приладу, можливість проведення протоколювання даних як в реальному часі так і загалом.

Суть технічного рішення пояснюється кресленнями де на рис. 12 зображено структурну схему системи вихрострумової дефектоскопії.

Запропонований пристрій, містить: опорний генератор 1, перший синтезатор частоти 2, другий синтезатор частоти 3, перший фільтр нижніх частот 4, другий фільтр нижніх частот 5, перетворювач напруга – струм 6, вихрострумовий перетворювача 7, попередній підсилювач 8, диференційний підсилювач 9, основний підсилювач 10, цифро - аналоговий перетворювач 11, мікроконтролер 12, персональний комп'ютер 13.

Рис. 14. Блок живлення для багатоканального дефектоскопу

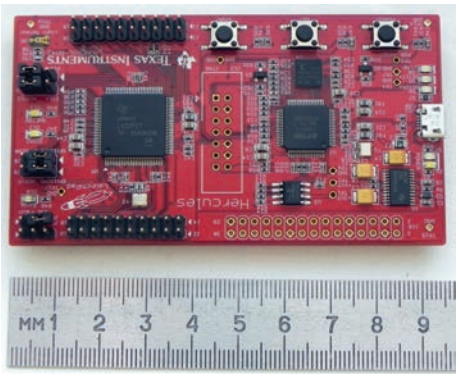


Рис. 15. Мікроконтролер Hercules LaunchPad RM42

Пристрій може бути реалізована наступним чином. За допомогою мікроконтролеру 12 формується команда керування першим синтезатором частоти 2, який генерує аналоговий сигнал відповідної частоти і через перший фільтр нижніх частот 4, сформований сигнал поступає на вхід перетворювача напруга-струм 6. Після відповідного перетворення сигнал потрапляє на вихрострумовий перетворювача 7, який взаємодіє з об'єктом контролю. Після взаємодії з об'єктом контролю вимірюваний сигнал потрапляє на вхід попереднього підсилювача 8. Після підсилення отриманий сигнал поступає на вхід диференційного підсилювача 9. На другий вхід диференційного підсилювача 9 через другий фільтр нижніх частот 5 подається сигнал з другого синтезатора частоти 3, який створює необхідний за рівнем, фазою та частотою сигнал, відповідно до команди мікроконтролера 12 і якщо об'єкт контролю бездефектний на виході диференційного підсилювача ми отримуємо нульовий сигнал. Після проходження сигналів з вихрострумового перетворювача та системи компенсації через диференційний підсилювач 9, він потрапляє на основний підсилювач 10, й після підсилення оцифровується за допомогою цифро-аналогового перетворювача 11, який керується мікроконтролером 12 та надходить до мікроконтролера 12, де відбувається первина обробка отриманої вимірювальної інформації яка далі передається для подальшого опрацювання, візуалізації, інтерпретації та протоколювання даних як в реальному часі так і загалом до персонального комп'ютера 13.

Запропонований пристрій був реалізований у створеній багатоканальній системі вихрострумової дефектоскопії. На запропоноване технічне рішення була подана заявка на патент на корисну модель та отримано патент України на корисну модель № 97777, опубл. 10.04.2015, бюл. № 7. [12]. У відповідності до підходу, що викладений в патенті на корисну модель № 97777, була розроблена функціональна схема багатоканального дефектоскопу для дефектоскопії котлоагрегатів ТЕС. Дана схема зображена на рис. 13.

Для комплектації багатоканального дефектоскопу були використані відповідні аналогові мікросхеми та допоміжні електронні компоненти всесвітньо відомих фірм , таких як Texas Instruments (США), Maxim Integrated, Linear Technology та інші [13-14].

В аналоговій частині пристрою була приділена значна увага допоміжним субблокам, наприклад блокам живлення (рис. 14), який має фукнция блоку безперебійного живлення та може працювати як від змінного струму частотою 50 гц та напругою 220 вольт, так і від компактної акумуляторної батареї.

В якості контролерного булоку був використаний мікроконтролерний блок (рис. 15) Hercules LaunchPad RM42 фірми Texas Instruments (США), який був доповнений співпрацюючим з ним цифро-аналоговий перетворювач DAC7562 цієї ж фірми [15-16].

Також були розроблені та виготовлені аналогові частини дефектоскопу в складі блоку зондуючого сигналу, сигналу компенсації, блоку попереднього підсилення, блоку диференційніх підсилювачів , блоку основного підсилення та блоку комутації. Розробка друкованих плат для цих блоків проводилась за допомогою програми Sprint-Layout 6.0.

За станом на 1 липня 2015 року ведеться тестування програмного забезпечення для роботи комплексу дефектоскопійної апаратури.

Висновки

Розглянуто сучасний стан проблеми дефектоскопії та проаналізовано основні методи досліджень дефектності котлоагрегатів ТЕС.

Розроблено математичну модель для розрахунків амплітуди та конфігурації магнітних полів в околицях структурних дефектів металевих поверхонь, на основі якої побудовано трьохвимірну конфігурацію магнітних полів в околі дефектів при обтіканні їх струмом.

Розроблені конструкції вихрострумових сенсорів для дефектоскопу з врахуванням розполілення магнітного поля в околі дефектів.

Виготовлено вихрострумові сенсори та блок багатоканального сканера для дефектоскопу.

Розроблено та виготовлено тест - об’єкти для дефектоскопу.

В якості орієнтира при розробці вибрано дефектоскоп TS-2000 фірми TESTEX (США), як такий, що вже використовується в енергетичних компаніях України.

Запропоновано нову схему дефектоскопу, яка дозволяє збільшити динамічний діапазон та чутливість приладу. На дану схему подано заявку на корисну модель та отримано патент № 977777

На основі запропонованого у заявці технічного рішення розроблено принципову схему багатоканального дефектоскопу для котлоагрегатів ТЕС та труботроводів високого тиску.

1. *http*://testex-ndt.com/ru/products/ts-2000-lfet-tube-scanner/
2. *Неразрушающий* контроль и диагностика, Справочник под общей редакцией В. В. Клюева, Москва, Машиностроение, 2005, С. 370-419.
3. *ASM* Handbook. Formerly Ninth Edition, Metals Handbook,V.17. Non- destructive Evaluation and Quality Control. ASM International, Fifth printing, December 1997. p.164-201
4. *Неразрушающий* контроль. Справочник в 7 томах, том 2 Москва, Машиностроение, 2003, стр.373-380
5. Lafontaine, G.; Samson, R.: Eddy Current Array Probes for Faster, Better and Cheaper Inspections. NDT.net, October 2000, Vol. 5 No. 10
6. *Electromagnetic* imaging using probe arrays. Gerhard Mook, Fritz Michel, Jouri Simonin,17th World Conference on Nondestructive Testing, 25-28 Oct 2008, Shanghai, China
7. *Mook G., Simonin J., Michel F*. Wirbelstrom-Sensorarrays zur bildgebenden Randschichtprüfung Sommerkurs Werkstoffe und Fügen am Institut für Werkstoff- und Fügetechnik, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, 23. und 24. September 2011, p.113-124
8. *Джежеря Ю., Сорокин М., Черепов С., Лепеха В*. Розрахунок полів розсіювання, які виникають при обтіканні дефектів струмом, стосовно до задач електромагнітної дефектоскопії – в друці, J.Apll.Phys.
9. *Черепов С., Лепеха В*. Індуктивні сенсори для вихрострумової дефектоскопії високої роздільної здатності, Вісник Тернопільського національного технічного університету, № 4, 2013, ст. 164-172.
10. *Герасимов В.Г., Покровский А.Д., Сухоруков В.В*. Електромагнитный контроль. - М.: Высшая школа, 1992.
11. *Патент* України № 45908, опубл. 25.11.2009, бюл. № 22.
12. *Патент* України № 97777, опубл. 10.04.2015, бюл. № 7.
13. *http*://www.ti.com/lit/ds/symlink/ne5534.pdf
14. *http*://www.maximintegrated.com/en/products/analog/amplifiers/MAX492.html
15. *http*://www.ti.com/tool/launchxl-rm42
16. *http*://www.ti.com/lit/ds/symlink/dac7562.pdf

Р О З Д І Л 3

Розробка методів захисту від корозії елементів конструкцій об’єктів тривалої експлуатації

Керівник розділу – чл.-кор. НАН України В.І. Похмурський

ПРОЕКТ 3.1

Розробка комплексного методу відновлення та продовження ресурсу штоків гідроциліндрів шахтного і комунального обладнання, що експлуатуються в умовах корозійно-абразивного зношування методами газотермічного напилення і наплавки

3.1.1. Розробка комплексного методу нанесення зносостійкого та корозійностійкого шару на штоки гідроциліндрів шахтного та гірничодобувного та комунального обладнання методами газотермічного напилення та наплавлення

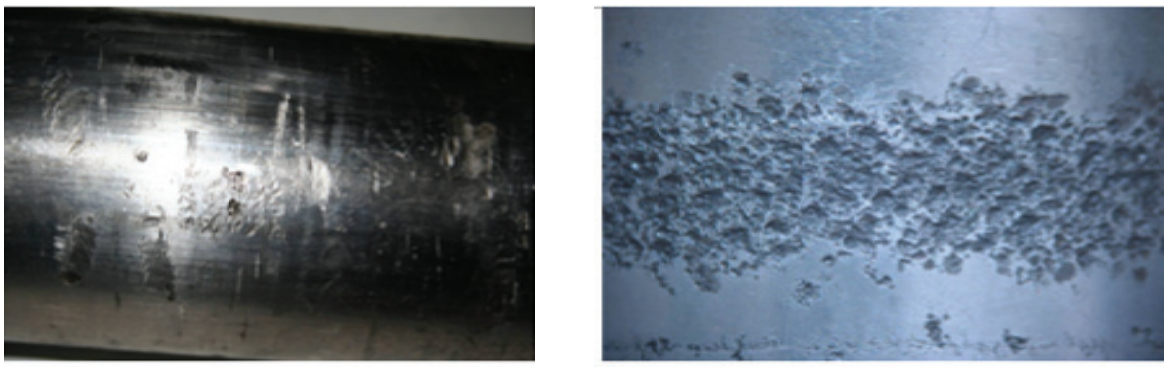
УДК 621.793:621.311.22

РОЗРОБКА КОМПЛЕКСНОГО МЕТОДУ НАНЕСЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОГО ТА КОРОЗІЙНОСТІЙКОГО ШАРУ НА ШТОКИ ГІДРОЦИЛІНДРІВ ШАХТНОГО, ГІРНИЧОДОБУВНОГО ТА КОМУНАЛЬНОГО ОБЛАДНАННЯ МЕТОДАМИ ГАЗОТЕРМІЧНОГО НАПИЛЕННЯ ТА НАПЛАВЛЕННЯ

В.І. ПОХМУРСЬКИЙ, М.М. СТУДЕНТ, І.М. ЗІНЬ, Т.Р. СТУПНИЦЬКИЙ, В.М. ГВОЗДЕЦЬКИЙ, Я.Я. СІРАК, М.Б. ТИМУСЬ
(Фізико-механічний ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України)

Досліджено структуру та фазовий склад електродугових покриттів та оптимізовано склади порошкових дротів (ПД140Х14Н2ТЮ та ПД70Х20Р3ГС2Ю), для нанесення зносостійкого та корозійностійкого шару на штоки гідроциліндрів шахтного та гірничодобувного та комунального обладнання. Розроблено синергічні композиції інгібіторів (натрій бензоат + бензилбензоат (НБ+ББ), для просочування елекродугових покриттів для захисту від корозії: ступінь захисту $Z_{НБ+ББ}$ = 99,14 %). Розроблено технологію відновлення крупногабаритних штоків гідроциліндрів шахтного та гірничодобувного та комунального обладнання, яка може бути альтернативою екологічно небезпечному процесу гальванічного хромування.

Актуальність теми. Значна частина елементів конструкцій відповідальних машин і механізмів зокрема, гідроциліндрів шахтного, гірничодобувного та комунального обладнання зазнає корозійно-абразивного зношування в часі тривалої експлуатації за жорстких умов навантаження в нейтральних водних середовищах (рис. 1).



а *б*

Рис. 1. Вигляд ушкоджень поверхні штока: *а* - забої, задири, абразивний знос; *б* - локальна корозія

Для захисту від корозійно-абразивного зношування у більшості випадків використовують метод електролітичного хромування однак, через його високу канцерогенність у промислово розвинутих країнах світу шукають альтернативні технології. Провідні фірми світу (Metco, Castolin, TAFA, Deloro, Nanosteel)

застосовують для цієї мети технології нанесення газотермічних покриттів. Серед цих технологій електродугове напилення покриттів характеризується найвищою продуктивністю за найменших затрат, що викликає особливе зацікав лення. Для формування корозійнотривких електродугових покриттів (ЕДП) як електродні матеріали часто використовують нержавні суцільні дроти типу 40Х13, 08Х18Н10Т, проте вони мають низьку твердість та зносостійкість та є досить коштовними.

Мета роботи: Розробити нові матеріали та технологію для нанесення зносостійкого та корозійностійкого шару на штоки гідроциліндрів шахтного, гірничодобувного й комунального обладнання методами газотермічного напилення для продовження їх ресурсу безпечної експлуатації.

Методичні аспекти досліджень. Електродугові покриття товщиною 1,2…1,5 мм наносили металізатором МЕ-2 зі сталі 08Х18Н10Т та ПД діаметром 1,8 мм. Режими нанесення покриттів: струм 150 А, напруга горіння дуги 32…34 В. Розпилювали ПД струменем повітря під тиском 0,4…0,8 МПа з дистанції 150 мм.

Повноту сплавлення шихти та оболонки при напиленні покриттів визначали за коефіцієнтом мікрогетерогенності ($K_{МГ}$) [1] згідно формули 1:

$$K\,МГ = (\sum_{i=1}^{n} \left| c\,сер - c\,i \right|) \Big/ n \times c\,сер, \qquad 1$$

де n - кількість прямокутних ділянок площею $35 \cdot 10^{-4}$ мм^2, виділених на фото мікроструктури ЕДП, на яких визначається спектральним аналізом вміст кожного елемента c_i в межах окремої ламелі та середній вміст елемента $c_{сер}$ покриття.

Коефіцієнт $K_{МГ}$ характеризує відхилення вмісту кожного з елементів легування в межах окремої ламелі c_i від його вмісту у покритті. Для визначення коефіцієнта $K_{МГ}$ порівнювали інтегральний вміст конкретного елементу легування $c_{сер}$ на ділянці площею 10 мм^2 з його локальним вмістом c_i на прямокутних ділянках площею $35 \cdot 10^{-4}$ мм^2, які за величиною сумірні з середньою площею ламелей у покриттях (рис. 2). Визначення $K_{МГ}$ покриття проводиться як мінімум на десяти ділянках, які розташовані одна від другої на віддалі 5 мм, по ширині плями пучка напилення, яка становить 25…30 мм. Значення $K_{МГ}$ із цих ділянок усереднюються.

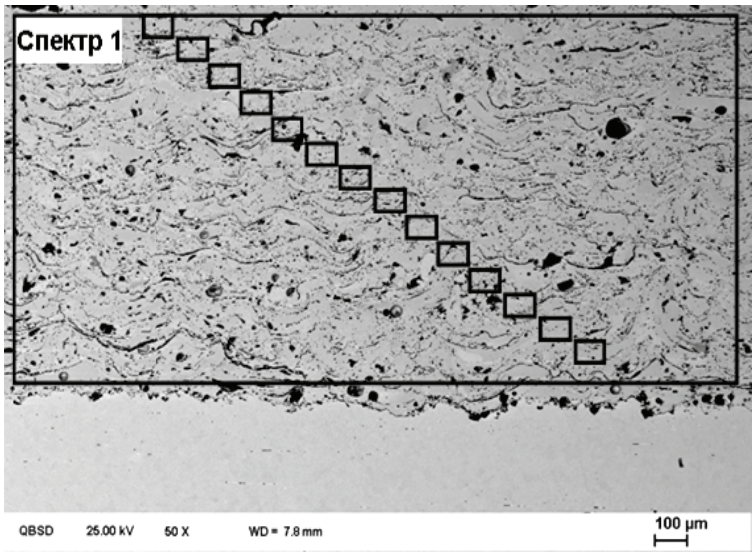


Рис.2 . Схема визначення локального вмісту елементів легування у покритті

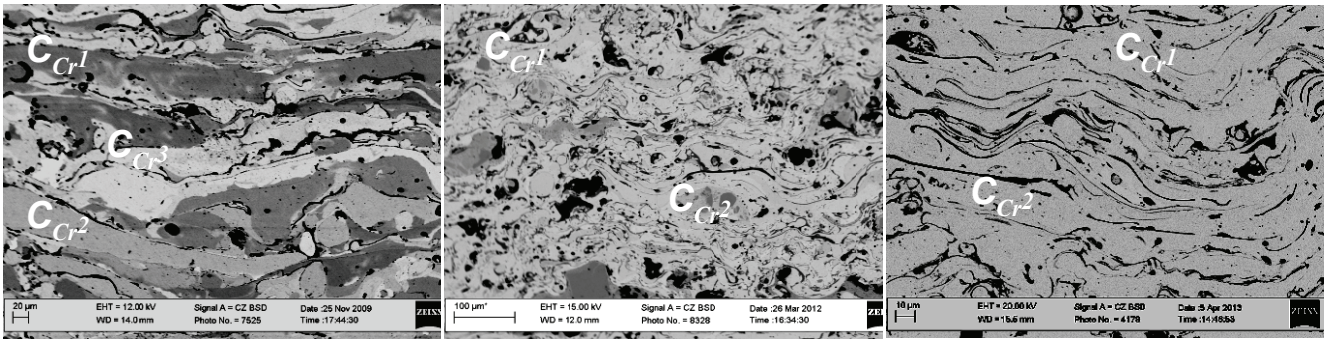
Трибологічні характеристики та зносостійкість покриттів вивчали на модернізованій установці СМЦ-2 за схемою дискколодка (контртіло). Коефіцієнт тертя визначали як за умов сухого тертя, так і граничного мащення в середовищах мастил І-20, М10В2 та 3 % водного розчину емульсолу марки Hydroway 1060. Контактне навантаження становило 2…10 МПа, а швидкість ковзання 0,67 м/с. Покриття товщиною 1,5 мм наносили на циліндричну поверхню дискових (діаметром 40 і шириною 10 мм) зразків зі сталі 45. Після цього зразки шліфували корундовим кругом до діаметру 42 мм. За еталон зносостійкості приймали гальванічне хромове покриття. Колодки виготовляли з бронзи БрС-30, сірого чавуну СЧ 30, та бабіту Б16.

Корозійні характеристики визначали у потенціодинамічному режимі на вольтамперометричній установці СВА-1БМ. Вимірювали за триелектродною схемою: робочий електрод (зразок) – електрод порівняння (хлоридсрібний типу ЭВЛ-1М1) – допоміжний електрод (платиновий). Швидкість зміни потенціалу – 2 мВ/с. Струми корозії визначали, екстраполюючи лінійні ділянки поляризаційних кривих на потенціал корозії.

Результати досліджень та їх обговорення. Для електродугових покриттів, отриманих при напиленні із порошкових дротів, характерна висока гетерогенність - краплини, що утворюються з розплаву ПД (на відміну від краплин, отриманих зі суцільного дроту), мають неоднаковий хімічний склад, який залежить від повноти сплавлення шихтових компонентів та сталевої оболонки. Нерівномірний розподіл легувальних елементів у ламелях покриття навіть при наявності у покритті понад 13 % хрому, не забезпечує корозійної стійкості покриттів у нейтральних водних середовищах.

Експериментально встановлено, що під час напилення ЕДП з ПД базових систем **Fe–Cr–C** та **Fe–Cr–B** в залежності від повноти сплавлення шихти ПД та його сталевої оболонки формуються покриття трьох характерних типів (рис. 3):

- шихта ПД не сплавляється із розплавом сталевої оболонки та утворюється хімічно мікрогетерогенне покриття, яке складається із ламелей, сформованих окремо із сталевої оболонки із включеннями часточок тугоплавкої шихти (рис. 3*а*). При цьому ламелі сильно відрізняються за хімічним складом та різняться за концентрацією хрому ***(*C_{Cr}*)*** в них ***(*$C_{Cr^1} < C_{Cr^2} < C_{Cr^3}$*)***;
- шихта ПД частково сплавляється з оболонкою. Формується знову хімічно мікрогетерогенне покриття з недостатньою кількістю елементів легування в окремих ламелях (рис. 3 *б*). У цьому випадку ламелі в меншій мірі відрізняються за концентрацією хрому ***(*$C_{Cr^2} > C_{Cr^1}$*)***;
- компоненти шихти ПД повністю сплавляються між собою та його оболонкою, утворюючи хімічно гомогенний розплав ***(*$C_{Cr^1} \approx C_{Cr^2}$*)*** (рис. 3, *в*).



а) $K_{МГ} = 0{,}99\ldots0{,}3$ $\quad C_{Cr^1} < C_{Cr^2} < C_{Cr^3}$

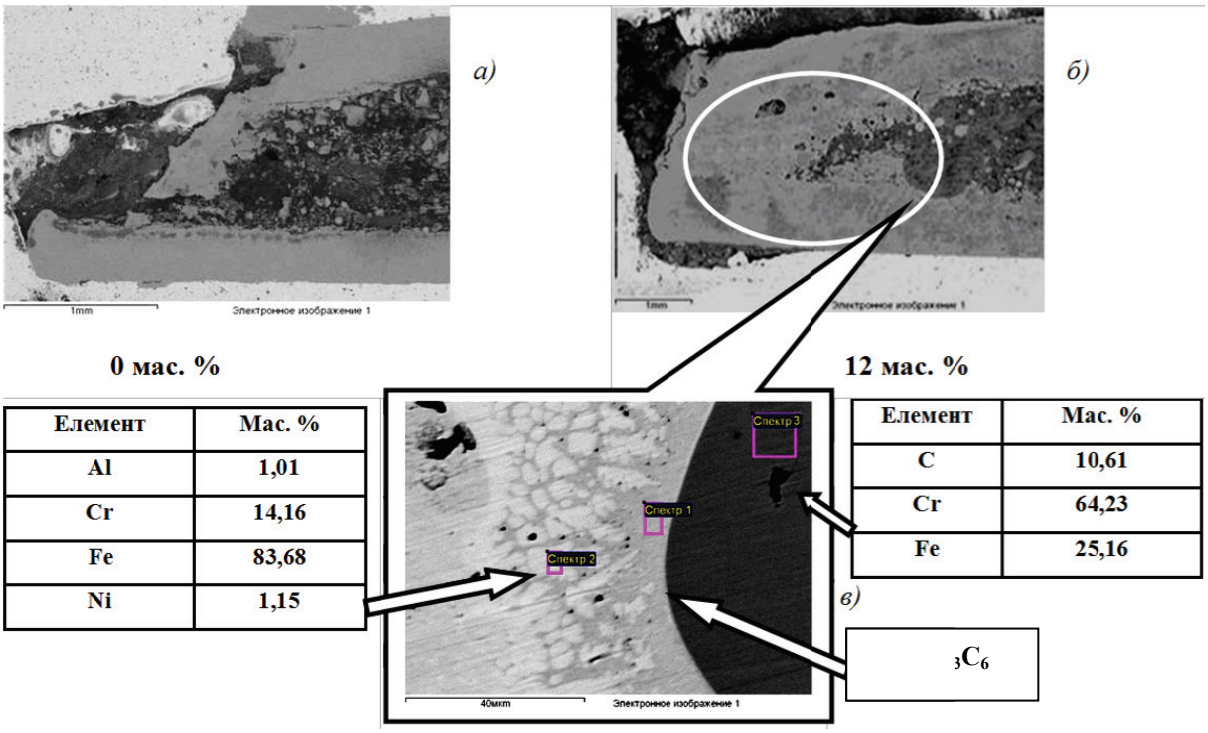
б) $K_{МГ} = 0{,}3\ldots0{,}1$ $\quad C_{Cr^2} > C_{Cr^1}$

в) $K_{МГ} \leq 0{,}1$ $\quad C_{Cr^1} \approx C_{Cr^2}$

Рис. 3. Типові структури ЕДП залежно від міри сплавлення компонентів шихти ПД з його оболонкою. Коефіцієнт $K_{МГ}$ характеризує відхилення вмісту кожного з елементів легування в межах окремої ламелі C_i від його середнього вмісту $C_{сер}$ у покритті

Для розроблення зносостійких покриттів з вмістом **Cr** не менше 12 мас. % та рівномірним його розподілом в ламелях покриття ($K_{МГ}$(Cr)<0,1), із підвищеною корозійною тривкістю в нейтральних водних середовищах взяті за основу покриття третього типу із шихтою на основі ферохрому (найдешевшої хромвмісної сировини) (рис. 3, *в*).

Як свідчать експериментальні дані наявність в шихті тільки ферохрому (ПД 140Х14) не забезпечує повного сплавлення шихти ПД та оболонки (рис. 3, *а*). Для поліпшення сплавлення та досягнення рівномірного розподілу **Cr** у ламелях покриттів до шихти (крім високовуглецевого ферохрому та ферохромбору, які забезпечують покриттям потрібний вміст **Cr** та твердість) необхідно додавати у шихту порошки феросиліцію (**Fe–Si**), ферофосфору (**Fe–P**) та самофлюсу **ПГ-10Н-01**, які утворюють низькотемпературні евтектики між компонентами шихти ПД та його оболонкою.



Елемент	Мас. %
Al	1,01
Cr	14,16
Fe	83,68
Ni	1,15

Елемент	Мас. %
C	10,61
Cr	64,23
Fe	25,16

Рис. 4. Вплив вмісту с.-ф. ПГ-10Н-01 у шихті ПД на сплавлення шихти та оболонки *(а–б)*. Розчинення ферохрому в розплаві ПД *(в)*

Евтектичне плавлення шихтових компонентів сприяє утворенню всередині ПД значної кількості легкоплавкого розплаву з розчиненими у ньому тугоплавкими шихтовими компонентами – **Cr**, **$(FeCr)_{23}C_6$**, **$(FeCr)B_2$** (рис. 4, *в*), а також сталевою оболонкою ПД (від його внутрішньої поверхні. З'ясовано, що **Fe–Si** та с.–ф. **ПГ-10Н-01** найсильніше впливають на хімічну мікрогетерогенність покриттів) забезпечує зменшення хімічної мікрогетерогенності покриттів за вмістом **Cr** до рівня $K_{MI}(Cr) = 0{,}05$ (рис. 5) тому саме їх використали для оптимізації складу ПД. Для запобігання переходу **Cr** в оксиди при утворенню краплин в процесі напиленні покриттів запропонували вводити до складу шихти ПД такі елементи, як **Al, Ti, Si, B,** вільна енергія оксидоутворення яких є менша, ніж для оксидів **Cr**, і тому оксиди цих елементів утворюватимуться швидше.

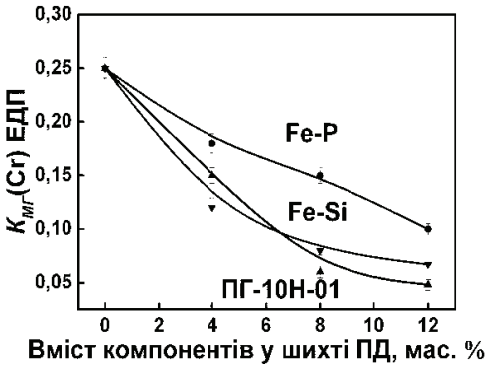


Рис. 5. Вплив вмісту компонентів шихти ПД на коефіцієнт K_{MI}(Cr)

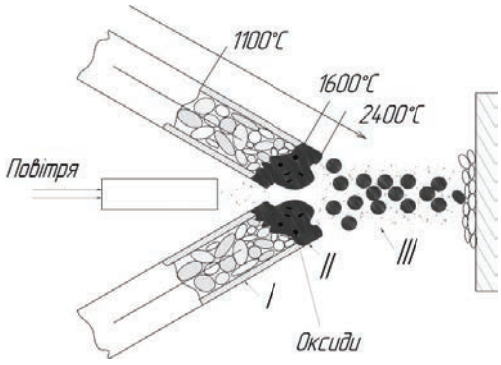


Рис. 6. Схема плавлення ПД під час ЕДН з позначеними ділянками, в яких відбуваються якісно відмінні окисно-відновлювальні реакції (I–III)

Отже, введення до шихти ПД до 2 мас. % кожного зі складників (**Al**, **Ti** та **Si**), частково запобігає утворенню хромвмісних оксидів та зумовлює протікання алюмо- та силікотермічних реакцій відновлення **Cr** з оксидів. Загалом це сприяє переходу майже всього **Cr** у складі шихти ПД до твердого розчину покриття. Разом з тим запобігти формуванню карбідів та боридів на основі **Cr** під час кристалізації

краплин покриття на поверхні напилення неможливо, тому це слід враховувати і компенсувати ту кількість **Cr**, яка візьме участь в їх утворенні.

Для ПД систем **Fe–Cr–C** та **Fe–Cr–B** запропоновано розрахункові формули для визначення в них вмісту **Cr** (з урахуванням його кількості, яка піде на утворення карбідів та боридів), достатнього для забезпечення корозійної тривкості ЕДП в нейтральних водних середовищах. Ці формули виведені на основі аналізу діаграм стану **Fe–C**, **Cr–C**, **Cr–B** та з урахуванням вигорання **C** під час напилення:

$$\%\,Cr_{ПД} = \%\,Cr_{Тв.розч.} + Cr_{Тв.розч.} \cdot K_{МГ} + 11,6 \cdot \%\,C_{ЕДП} \cdot Ф\ , \qquad (2)$$

$$\%\,Cr_{ПД} = \%\,Cr_{Тв.розч.} + Cr_{Тв.розч.} \cdot K_{МГ} + 11,11 \cdot \%\,B \cdot Cr_{Тв.розч.}, \qquad (3)$$

де – % Cr $_{ПД}$ – необхідна кількість хрому в ПД для забезпечення корозійної тривкості ЕДП у нейтральних середовищах; % Cr $_{Тв.\ розч.}$- необхідна кількість хрому в твердому розчині ЕДП для забезпечення корозійної тривкості (>12 мас. %); $K_{МГ}$ – коефіцієнт хімічної мікрогетерогенності за **Cr**; % $Ф$ – прогнозований вміст фериту в ЕДП; % $C_{ЕДП}$ – вміст вуглецю в ЕДП з урахуванням вигорання; % ***B***– вміст бору в ЕДП.

Для покриттів системи **Fe–Cr–C** (формула 2) перший доданок враховує необхідну кількість **Cr** у твердому розчині покриття для забезпечення корозійної тривкості в нейтральних середовищах (мінімальна кількість 12 мас. %). Другий доданок через коефіцієнт хімічної мікрогетерогенності враховує неоднорідність розподілу **Cr** у ламелях покриття. Третій – кількість **Cr**, що йде на утворення карбідної фази. Такі елементи, як **Cr**, **Ti**, **Al** стабілізують ферит, тому під час напилення покриттів з ПД системи **Fe–Cr–C** утворюватиметься певна кількість фериту. Оскільки гранична розчинність **C** у фериті становить 0,02 %, а в такому ПД його вміст 1,4 мас. %, (в самому покритті внаслідок вигорання після напилення залишається ~ 0,8 % C), то зрозуміло, що в ЕДП формуватимуться карбіди. Тип карбідної фази та вміст **Cr** у ній, визначений фазовим та хімічним аналізом засвідчив, що в досліджуваних покриттях із вмістом 14…20 мас. % **Cr** утворюються карбіди **$(Fe\ Cr)_{23}C_6$** із вмістом **Cr** до 70 мас. %.

Для покриттів системи **Fe–Cr–B** (формула 3) перші два доданки такі ж, як і для системи **Fe–Cr–C,** а третій враховує кількість **Cr**, що йде на утворення хромвмісних боридів. Фазовим та хімічним аналізом встановлено, що у покриттях із вмістом 14…20 мас. % **Cr** та 1…4 мас. % **B** формуються бориди типу **$(FeCr)_2B$**, а вміст **Cr** у них такий самий, як у ЕДП.

Корозійні характеристики покриттів. Електрохімічні дослідження показали, що корозійна тривкість ЕДП системи **Fe–Cr–C** у 3 %-му водному розчині NaCl обернено пропорційна їх хімічній мікрогетерогенності за вмістом **Cr**.

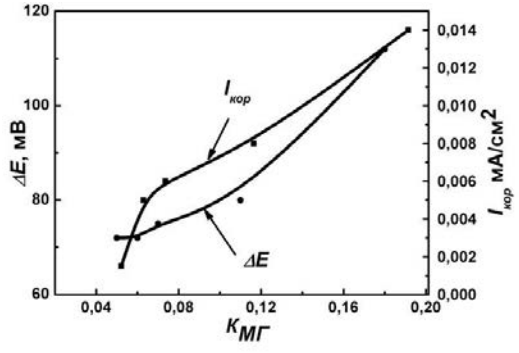


Рис. 7. Залежності густини струму корозії $I_{кор}$ та електрохімічної мікрогетерогенності ΔE від коефіцієнту $K_{МГ}$(Cr) в 3 % розчині NaCl

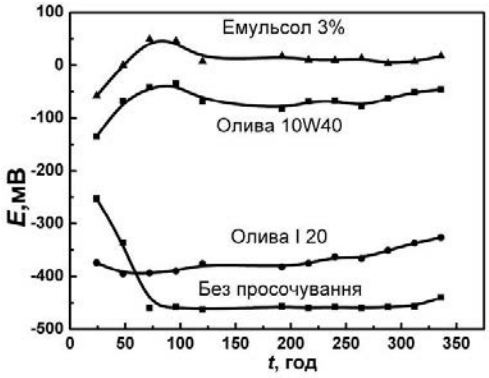


Рис. 8. Зміна електродного потенціалу ***E*** покриття з ПД 140Х14Н2ТЮ від часу його витримування у середовищі «кислого дощу» в різних просочувальних рідинах

Зі зменшенням коефіцієнта $K_{МГ}$(Cr) від 0,2 до 0,05 густина струму корозії знижується практично на порядок (від 0,014 до 0,001 мА/см^2) (рис. 7).

Розрахунки, виконані згідно з формулами (2 та 3), виявили, що для покриттів з ПД системи **Fe–Cr–B** необхідно забезпечити більший вміст **Cr**, ніж для покриттів з ПД системи **Fe–Cr–C**. Адже хромвмісні карбіди

утворюються лише у феритній фазі покриттів, кількість якої в їх структурі покриття можна легко обмежити компонентним складом шихти ПД, тоді як хромвмісні бориди у покриттях з ПД системи **Fe–Cr–B** формуються у всіх наявних у них фазах. Разом з тим виявили, що підвищенням корозійної тривкості самих покриттів не вдається забезпечити надійний захист металевих конструкцій від впливу корозивного середовища – внаслідок їх природної поруватості. Для запобігання проникнення робочого середовища крізь пори всередину покриття (аж до металевої основи) було запропоновано попередньо просочувати покриття мінеральною оливою І-20, синтетичною оливою Castrol magnetec 10W40 або 3 %-им водним розчином емульсолу марки Hydroway 1060, які використовують як робочі рідини в гідроциліндрах різного призначення.

За допомогою приведених вище формул оптимізовано склад ПД системи **Fe–Cr–C** - ПД140Х14Н2ТЮ а склад ПД системи **Fe–Cr–B** - ПД70Х20Р3ГС2Ю. Електродугові покриття із цих ПД мають низькі коефіцієнти хімічної мікрогетерогенності ($K_{МГ}$(Cr)=0,05…0,07), електрохімічну мікрогетерогенність (ΔE = 60…75 мВ) та корозійну тривкість на рівні покриття з напиленого нержавного дроту зі сталі 08Х18Н10Т ($I_{кор}$ = 0,001…0,0004 мА/см^2).

Просочування мінеральною оливою І-20 не змінило електродного потенціалу ЕДП з ПД 140Х14Н2ТЮ (E = 400 мВ) в середовищі «кислого дощу» (рис. 9).

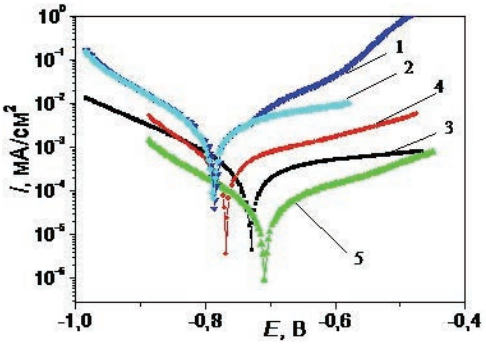


Рис. 9. Корозійна тривкість сталі 12Х1МФ у 3 % водній емульсії з емульсолу Hidroway- 1060 інгібованій синергічними композиціями у хлоридвмісному середовищі (3 % NaCl): витримка 96 год. *1* – 12Х1МФ в 3 % NaCl; *2* – 12Х1МФ в 3 % водній емульсії з емульсолу; *3* – 1 г/л НБ; *4* – по 1 г/л НБ+ натрій силікат НС; *5* – по 1 г/л НБ+ББ

Порівняння трибологічних та зносостійких характеристик покриттів, отриманих з ПД оптимізованого складу та гальванічного хрому

Властивості	Гальванічне покриття з хрому	ПД 140Х14Н2ТЮ	ПД 70Х20Р3ГС2Ю
Граничне тертя в мастилі І 20			
Контртіло чавун СЧ 30	0,17	0,16	0,17
Контртіло бронза БРС 30	0,25	0,13	0,19
Контртіло бабіт Б16	0,8	0,16	0,18
Граничне тертя в 3 % Hydroway 1060			
Контртіло чавун СЧ 30	0,20	0,16	0,16
Контртіло бронза БРС 30	0,13	0,19	0,16
Контртіло бабіт Б16	0,8	0,07	0,05
Відносна зносостійкість			
Сухе тертя	1	2,0	2,2
Граничне тертя		2,6	1,5
Абразивна зносостійкість		1,1	1,8

Це означає, що вода проникла до сталевої основи через напилене покриття. Просочування оливою 10W40 та 3 %-им розчином інгібованого емульсолу Hydroway-1060 ефективно зміщує електродний потенціал до позитивних значень, а струм корозії при цьому зменшується на три порядки. Це означає, що ці дві робочі рідини для гідроциліндрів не лише запобігають доступу води всередину покриттів і до сталевої основи, але й ефективно інгібують і поверхню сталевої основи, і твірні поверхні міжламелярних порожнин у покриттях.

Інгібування 3 % емульсії з емульсолу Hydroway-1060 синергічною композицією із суміші натрій бензоату (НБ) та бензилбензоату (ББ) забезпечує ступінь захисту від корозії сталі - $Z_{НБ+ББ}$ = 99,14. В процесі експлуатації в середовищі інгібованого емульсолу інгібування сталей відбувається внаслідок утво-

рення на поверхні адсорбційних, пасивних плівок в результаті взаємодії між катіонами іонізованого металу Fe^{3+} та іонними залишками інгібіторів.

Дослідно-промислова перевірка штоків різноманітного шахтного обладнання на ДП «Львіввугілля», відновлених методом електродугової металізації з використанням ПД оптимізованого складу, показала збільшення терміну їх експлуатації в 1,5…2 рази за умов корозійно-абразивного зношування.

Рис. 10. Відновлені штоки гідроциліндрів гірничодобувної промисловості методом електродугового напилення порошковим дротом

Висновки

1. Запропоновано розрахункові формули для визначення необхідного вмісту хрому у ПД, що забезпечує корозійну тривкість покриття, які враховують нерівномірний розподіл хрому у ламелях покриття внаслідок їх мікрогетерогенності, збіднення твердого розчину хромом внаслідок переходу його у оксидну, карбідну та боридну фази.

2. Розроблені склади шихти експериментальних ПД 140Х14Н2ТЮ, та ПД 70Х20Р3ГСЮ (на основі дешевих хромвмісних та кремнійвмісних феросплавів) можна взяти за основу при розробці серійних партій ПД для формування зносостійких електродугових покриттів з підвищеною корозійною тривкістю.

3. Створено синергічні композиції інгібіторів, що додаються до 3 % емульсії з емульсолу Hidroway-1060 за наявності хлоридвмісного середовища для захисту від корозії сталі 12Х1МФ: %,ступінь захисту $Z_{НБ+ББ} = 99{,}14$ %.

4. Покриття із розроблених оптимізованих ПД пройшли широку дослідно – промислову перевірку на підприємствах гірничодобувної промисловості на ДП «Львіввугілля» ДВАТ «Шахта Надія», і рекомендуються, як альтернатива, покриттям із твердого гальванічного хрому. Вартість відновлення становить 20 % вартості нового штока.

1. *Студент М.М.* Розроблення багатофункціональних електродугових покриттів із порошкових дротів на основі Fe-Cr-B-Al та Fe-Cr-C-Al: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня док. техн. наук: спец. 05.02.01 «Матеріалознавство»// Л., 2011. - 33с.
2. *Arc*-sprayed iron-based coatings for erosion-corrosion protection of boiler tubes at elevated temperatures / V. Pokhmurskyi, M. Student, V. Gvozdeckii, T. Stupnytskyy, O. Student, B. Wielage, H. Pokhmurska // Journal of Thermal Spray Technology. – 2013. – № 22. – Iss.5. – P. 808–819.
3. *Iron-based* coatings arc-sprayed with cored wires for applications at elevated temperatures / B. Wielage, H. Pokhmurska, M. Student, V. Gvozdeckii, T. Stupnytskyy, V. Pokhmurski // Surface and coating technology. – 2013. – № 220. – P. 27–35.
4. *Засади* створення корозійностійких електродугових покриттів із порошкових дротів / В. Похмурський, М. Студент, Т. Ступницький, Н. Червінська, А. Кондир // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2012. – спецвип. № 9. – Т.2. – С. 600–606.
5. *Електрохімічні* характеристики електродугових покриттів із порошкових дротів з підвищеним вмістом хрому / В. Похмурський, Н. Червінська, Т. Ступницький // Вісник Східноукраїнського національного університету імені В. Даля. – 2013. – № 13 (202). – С. 37–44.
6. *Ersatz* von Hartchromschichten durch lichtbogengespritzte Schichten unter Verwendung eisenbasierter Fülldrähte / H. Pokhmurska, M. Student, T. Stupnytskyy, V. Pokhmurskii, B. Wielage // DVS Congress 2013 DVS Berichte. – 2013. – № 296. – P. 21–26. ISBN: 978-3-87155-614-2.

3.1.2. Розробка матеріалів та технологій наплавлення корозійностійкого та зносостійкого шару на штоки гідроциліндрів різного призначення

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ НАПЛАВКИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА КОРРОЗИИ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К УСЛОВИЯМ ЭКСПЛУАТАЦИИ ДЕТАЛЕЙ ГИДРАВЛИЧЕСКИХ УСТРОЙСТВ

Ю.М. КУСКОВ[1], **В.А. ЖДАНОВ**[1], **В.А. ТИЩЕНКО**[1], **М.М. СТУДЕНТ**[2], **Н.Р. ЧЕРВИНСКАЯ**[2]
([1]Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАНУ,
[2]Физико-механический институт им. Г.В. Карпенко НАНУ)

Исследована коррозионная стойкость металла типа 30Х20МН и 30Х22МН, полученного наплавкой под флюсом с использованием различных техник и технологий наплавки. Установлена возможность повышения сопротивления наплавленного металла коррозии за счет правильного выбора технологии наплавки. Наилучшие результаты по коррозионной стойкости получены при импульсной наплавке порошковой проволокой с импульсом ее подачи 0,5 Гц. Результаты исследований могут быть использованы при восстановлении изношенных и изготовлении новых деталей гидравлических устройств.

Ключевые слова: *наплавка под флюсом, технология наплавки, импульсная подача проволоки, наплавленный металл, коррозия*

Многие детали оборудования, устанавливаемого в солевых и угольных шахтах, коммунального хозяйства эксплуатируются в сложных условиях абразивного изнашивания и коррозионного воздействия. Наиболее известными представителями таких деталей являются штоки и плунжеры гидравлических устройств, в частности шахтных гидростоек механизированных крепей и поддерживающих щитов проходческих комбайнов. Для повышения срока службы такого типа деталей их рабочие поверхности уже при изготовлении защищают с помощью гальванических покрытий, главным образом, хромовых. Толщина наносимого слоя обычно составляет 5… 50 мкм, а твердость (для хрома) – 800 … 1000 НВ. Несмотря на свои высокие износостойкие и антикоррозионные свойства гальванические покрытия не являются вечными и со временем их плотность и, соответственно, стойкость против коррозии и изнашивания снижаются. На рис. 1 показаны коррозионные повреждения на хромированной поверхности штока после эксплуатации в угольной шахте. Следует также отметить, что нанесение на рабочую поверхность гальванических покрытий – это экологически вредный процесс, от которого во всех развитых странах стараются отказываться.

Одним из способов, позволяющих восстанавливать изношенные штоки и плунжеры и возвращать гидравлические устройства в эксплуатацию, является дуговая наплавка под флюсом (рис. 2).

Ранее проведенные опыты по наплавке, а также исследования по моделированию поведения наплавленного металла в различных синтетических средах (в частности, водах угольных шахт) показали, что хорошими защитными свойствами обладает металл мартен-ситно-ферритного класса типа 30Х20МН и 30Х22МН (в зависимости от условий эксплуатации). Твердость такого наплавленного металла можно регулировать в пределах 35… 48 HRC. Однако в ряде случаев, в процессе эксплуатации и даже при длительном хранении наплавленных изделий в открытых помещениях на наплавленных поверхностях появлялись темные кольцевые полосы, соответствующие зонам перекрытия наплавляемых по винтовой линии валиков. По-видимому, это связано с тем, что металл зоны перекрытия соседних валиков находится в опасной области температур (680-780 °С). И в зависимости от времени нахождения в этой области изменяются условия протекания диффузионных процессов с возможным формированием в металле химической и структурной неоднородности [1, 2] и, соответственно, снижением его стойкости против коррозии.

© Ю.М. КУСКОВ, В.А. ЖДАНОВ, В.А. ТИЩЕНКО, М.М. СТУДЕНТ, Н.Р. ЧЕРВИНСКАЯ, 2015

Исходя из того, что металлу типа 30Х20МН и 30Х22МН присущи достаточно высокие показатели эксплуатационных свойств, было решено довести их до оптимального уровня путем опробования при наплавке этих металлов различных технологических приемов. Кроме того, такой подход к выбору наплавляемого металла был обусловлен и тем, что его состав относительно простой и по сравнению, например, с рекомендуемым для наплавки шахтных стоек металлом 08Х20Н10Г7Т содержит на порядок меньше дорогостоящего никеля (при более, чем в 2 раза повышенной твердости). На первом этапе исследований в качестве оптимальных приемов наплавки были выбраны следующие:

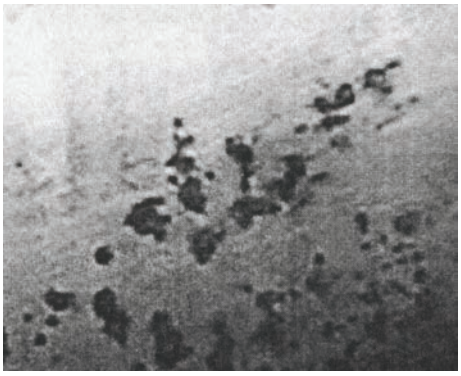


Рис. 1. Коррозионные повреждения на хромированной поверхности штока после эксплуатации в угольной шахте

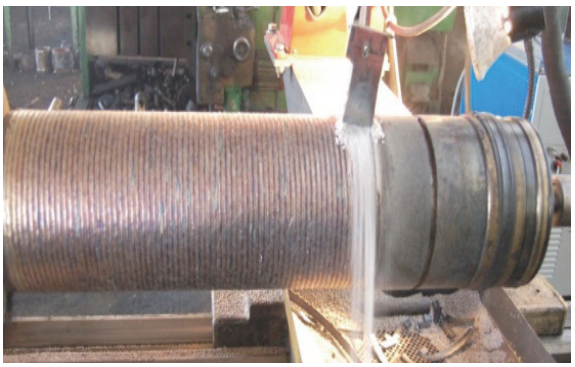


Рис. 2. Процесс дуговой наплавки под флюсом плунжера шахтной гидрокрепи

- наплавка в один слой с большим перекрытием валиков – на ½ их ширины. Согласно [1], такая техника наплавки может улучшить структуру и химическую однородность;

- наплавка в три слоя со смещенным перекрытием валиков. Учитывая то, что износ рабочей поверхности изделия обычно не превышает 2 мм, наплавка в три слоя позволяет получать толщину более 2 мм, но при этом нагрев нижних слоев более равномерен. Недостаток этой технологии – наплавка лишнего металла с последующим его удалением механической обработкой;

- наплавка с импульсной подачей порошковой проволоки. Импульсная подача электродной проволоки осуществлялась с помощью механизма на основе квазиволнового преобразователя [3]. По данным [4,5] за счет импульсной подачи электродной проволоки происходит снижение тепловложения в наплавленный металл и формируется более благоприятная структура.

Так как при наплавке штоков и плунжеров необходимо обеспечить минимальное проплавление основного металла (это особенно важно при выполнении однослойной наплавки) и минимальную толщину наплавленного слоя, то диаметр порошковой проволоки принят 2,2 мм. В качестве основного металла выбрана сталь 40Х в виде листа толщиной 40 мм. Предполагалось, что результаты, полученные при наплавке на горизонтальную поверхность образца, будут соответствовать результатам кольцевой наплавки цилиндрических деталей при точном соблюдении параметров режима процесса наплавки. Режим наплавки в обычном режиме: I=250А, U=30В, Vн=18м/ч; в импульсном режиме: импульс подачи проволоки – 0,5 … 3,3 Гц, U=30В, I=250А, Vн=15м/ч, флюс АН-26.

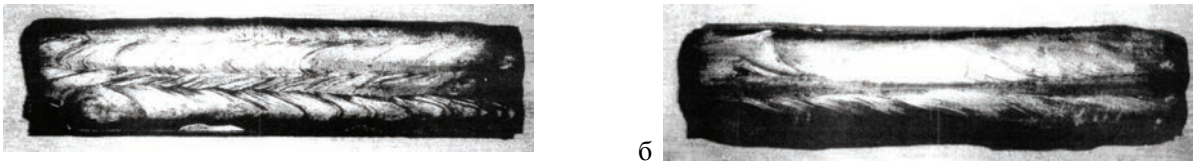
Внешний вид образцов, наплавленных порошковой проволокой ПП-АН205 (ПП-Нп-30Х20МН) в обычном режиме и импульсном, представлен соответственно на рис. 3 и 4. Условия наплавки (импульсы, Гц) и твердость однослойного наплавленного металла 30Х20МН при импульсной подаче порошковой проволоки представлены в табл. 1.

Таблица 1. Условия и результаты импульсной наплавки однослойного металла 30Х20МН

Номер образца	Импульс подачи проволоки, Гц	Твердость наплавленного металла, HRC
11 м	2,5	50-52
22 м	3,3	53-56
33 м	1,1	51-52
44 м	0,5	48-50

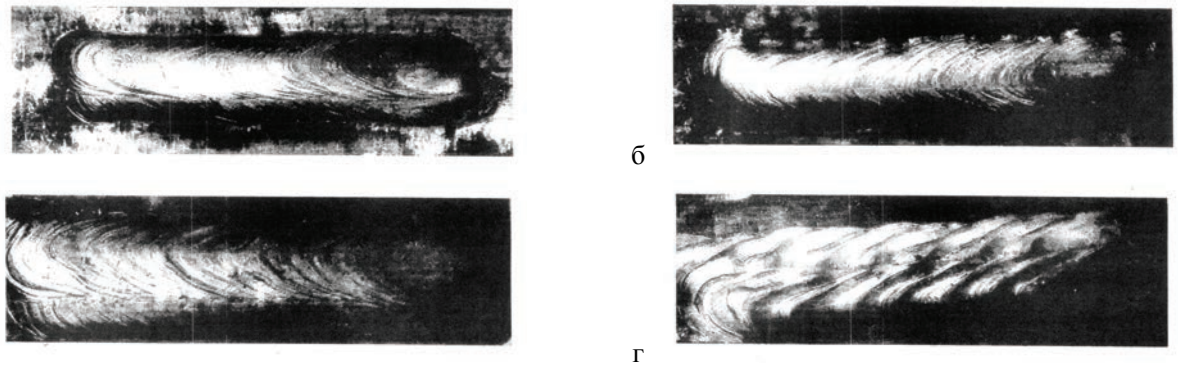
Испытания образцов наплавленного металла на стойкость против коррозии выполняли на установке СВА-1БМ ФМИ им. Г.В. Карпенко. Коррозионные процессы исследовали с помощью потенциостатов ПИ-

50-1 и IPC – Pro. Для потенциостата IPC – Pro использовали программу IPC 2000, которая обслуживает программно-аппаратный комплекс «Потенциостат IPC – Pro + ПК IBM PC».



а б

Рис. 3. Образцы, наплавленные порошковой проволокой ПП-Нп-30Х20МН в один (а) и три (б) слоя



а б в г

Рис. 4. Образцы, наплавленные порошковой проволокой ПП-Нп-30Х20МН с наложением импульсов подачи проволоки (Гц): а - 2,5; б - 3,3; в - 1,1; г - 0,5

Для изучения процессов, возникающих в результате взаимодействия исследуемых материалов и коррозионной среды, использовали вольтамперометрический метод, позволяющий выявить особенности протекания электрохимических реакций на поверхности исследуемого материала в процессе его взаимодействия с заданной коррозионной средой. При этом базовой характеристикой, по которой оценивали системы «материал – среда», служила поляризационная кривая. Это зависимость плотности тока (i) от потенциала (Е) исследуемой поверхности. Поляризационные кривые снимали в потенциодинамическом режиме, максимально отображающем картину реальных процессов, приходящих на исследуемой поверхности [6].

Электродные процессы исследуемых образцов, служащих рабочими электродами, в коррозионной среде измеряли относительно насыщенного хлоридсеребряного электрода сравнения. Вспомогательным электродом служила платиновая сетка. Скорость развертки потенциала равнялась 2 мВ/сек.

Исследования проводили в электрохимической ячейке в среде 3 % водного раствора NaCl. Перед поляризационными испытаниями образцы в течение 10 суток выдерживали в этом растворе.

Наилучшие результаты по коррозионной стойкости получены на образцах, наплавленных в импульсном режиме при величине импульса 0,5Гц. Влияние величины импульса на протекание процесса коррозии представлено в табл. 2.

Таблица 2. Показатели коррозии (до и после поляризационных испытаний) однослойного наплавленного металла 30Х20МН, полученного при импульсной наплавке

Показатели коррозии	**Номера образцов**			
	11 м	**22 м**	**33 м**	**44 м**
Е стаб., мВ	-415	-473	-457	-582
Е корр., мВ	-379	-463	-466	-441
I кор. $x10^{-3}$, $мА/см^2$	3,06	4,99	3,8	1,44
Качественная оценка поверхности образцов после 10 дневной выдержки в растворе NaCl				
	Наличие следов коррозии	Наличие следов коррозии	Наличие следов коррозии	Отсутствие следов коррозии

На рис. 5 показаны поверхности образцов № № 22 м и 44 м после поляризационных испытаний.

Как видно из рис. 5. б, после поляризационных испытаний наблюдаются значительные коррозионные повреждения поверхности образца 22М. На поверхности образца 44м лишь при большом увеличении (рис. 5, г) можно обнаружить минимальные локальные зоны повреждения. Таким образом,

величина импульса подачи проволоки при наплавке может существенно влиять на коррозионные процессы в наплавленном металле.

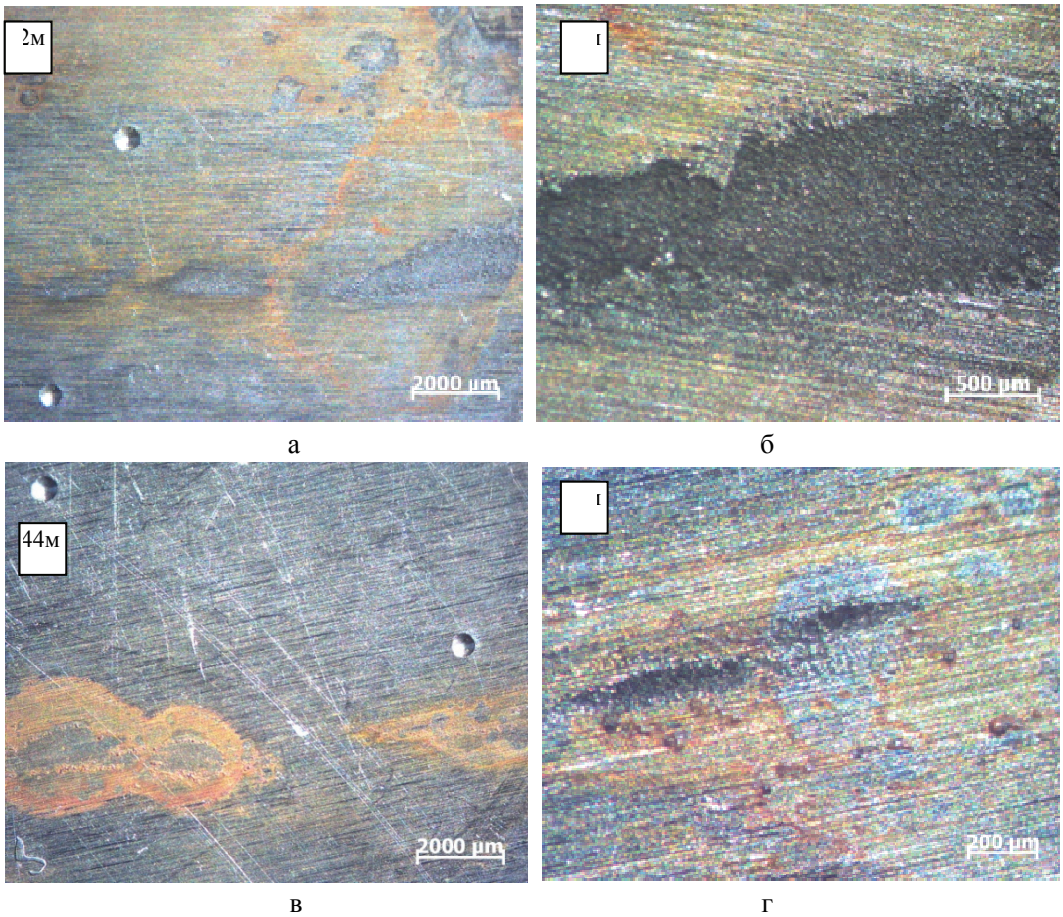


Рис. 5. Поверхность образцов, наплавленных в импульсном режиме, после коррозионных испытаний: а, б - образец № 22 м; в, г - образец № 44 м

Выводы

1. Установлена возможность повышения коррозионной стойкости наплавленного металла за счет правильного выбора техники и технологии наплавки одним и тем же наплавочным материалом.

2. Наилучшие показатели коррозионной стойкости наплавленного металла системы C-Cr-Ni-Mo достигаются при однослойной импульсной наплавке под флюсом порошковой проволокой при импульсе ее подачи 0,5 Гц.

3. Результаты проведенных исследований могут быть использованы при восстановлении изношенных и изготовлении новых деталей гидравлических устройств, в частности, штоков и плунжеров.

1. *Кондратьев И.А., Васильев В.Г., Дзыкович И.Я.* Исследование структурной неоднородности наплавленного металла типа 35В9Х3СФ и ее влияние на работоспособность наплавленных прокатных валков // Автомат. сварка. – 1996. – № 6. - С.17-20.
2. *Пальчук Н.Ю.* Влияние нагрева при ручной сварке на межкристаллитную коррозию сварных швов на сталях типа 18-8 // Автомат. сварка. – 1954. – № 3. - С. 41-49.
3. *Лебедев В.А.* Регулирование скорости и шага импульсной подачи электродной проволоки в механизмах на основе квазиволнового преобразователя // Автомат. сварка. – 1996. – № 6. - С. 34-37.
4. Лебедев В.А., Тищенко В.А. Исследование зоны термического влияния при механизированной наплавке с модуляцией режима // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2013. - № 10, - С. 29-34.
5. *Крюков А.В., Павлов Н.В., Зеленковский А.А.* Особенности сварки с импульсной подачей электродной проволоки // Технология машиностроения. – 2013. - № 7. – С. 30-31.
6. *Жук Н.П.* Курс теории коррозии и защиты металлов / Н.П. Жук. – М.: «Металлургия», 1976. – 472 с.

ПРОЕКТ 3.3

З'ясування фізико-хімічних механізмів трибологічних процесів та створення засобів керування цими процесами для подовження ресурсу машин та устаткування

3.3.1. Розроблення методики неруйнівного вимірювання трибологічних властивостей надтонких органічних плівок (включаючи моношарові) на основі левітуючого в магнітному полі маятника. Розроблення механічної частини, електронних вузлів і програмного забезпечення

НЕРУЙНІВНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ ТРИБОЛОГІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ НАДТОНКИХ СИСТЕМ НА ОСНОВІ ЛЕВІТУЮЧОГО В МАГНІТНОМУ ПОЛІ МАЯТНИКА

А.А. ВАСЬКО, О.А. МАРЧЕНКО, О.М. БРАУН
(Ін-т фізики НАН України, Київ)

Вступ

Надтонкі системи (НС), нанесені на поверхні, що підлягають швидкому зношуванню, є предметом інтенсивних експериментальних та теоретичних досліджень. Поліпшення трибологічних властивостей НС та їх нанесення у вигляді тонких антикорозійних плівок на відповідні поверхні є перспективним напрямком досліджень. Зменшення коефіцієнту тертя технічних засобів завдяки НС призводить до значних економічних заощаджень в промисловій сфері. Крім того, такі системи є провідними модельними об'єктами, які дозволяють поглибити уявлення про процеси тертя.

Нещодавні дослідження дали змогу візуалізувати процес початку ковзання [1-4]. Було показано, що початок ковзання пов'язаний з розповсюдженням фронтів мікроковзання (фронтів розриву), що розділяють нерухому область та область ковзання уздовж поверхні контакту. Тертя між двома твердими поверхнями виникає в результаті динаміки системи мікроконтактів, які розриваються під напругою і знову формуються в іншому місці. В процесі поширення фронту ковзання виникає і розповсюджується самозаліковна («self-healed») тріщина в інтерфейсі тертя, динаміка якої описана в роботах [5, 6].

У даній роботі представлено новий метод дослідження процесів тертя на основі левітуючого у магнітному полі маятника. Це дає змогу якісно дослідити розповсюдження фронтів мікроковзання в інтерфейсі тертя та отримати відповідні параметри досліджуваної трибосистеми (зокрема, коефіцієнт тертя). В якості модельного об'єкту експериментально досліджується процес тертя золотої кульки на поверхні графітної підкладки.

Експеримент

І. Блок-схема експериментальної установки

Дослідження трибологічних властивостей НС виконувалось за допомогою експериментальної установки, блок-схема якої представлена на рис. 1. Вона складається з левітуючого маятника (1) та підставки (2), всередині яких розміщено ряд магнітів, що дозволяють маятнику зависати над підкладкою.

Система досліджуваних матеріалів позначена як (3), і складається із золотої кульки (діаметром 1 мм), що кріпиться до одного з кінців маятника (1), та прямокутної тонкої графітної підкладки, що кріпиться до елементу рухомого столика із покроковим двигуном (7). Система вимірювань відхилення маятника від положення рівноваги (4) складається з магнітного датчика, магніту, що прикріплений до протилежного кінця маятника, та голкоподібного стрижня. За допомогою останнього відбувається вивід левітуючого маятника (1) з положення рівноваги. Магнітний датчик неперервно фіксує зміну положення магніту. Зафіксовані данні надходять до мікроконтролера (5), де конвертуються і передаються до комп'ютера у вигляді зміни кута відхилення маятника з часом. Відстань від магнітного датчика до магніту становить 3-5 мм і змінюється за допомогою покрокового двигуна (7), який контролює момент контакту трибосистеми та силу притискання контактних поверхонь.

© А.А. ВАСЬКО, О.А. МАРЧЕНКО, О.М. БРАУН, 2015

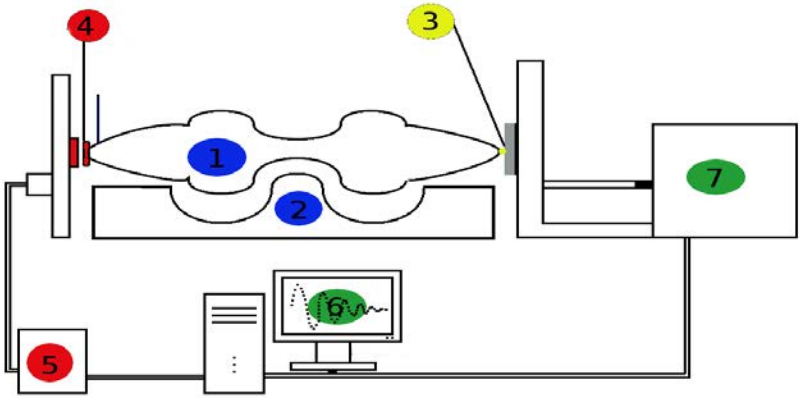


Рис. 1. Блок-схема експериментальної установки для вивчення трибологічних властивостей на базі левітуючого в магнітному полі маятника. 1 — левітуючий маятник; 2 — підставка; 3 — система досліджуваних матеріалів; 4 — система вимірювань відхилення маятника від положення рівноваги; 5 — мікроконтролер; 6 — комп'ютер; 7 — рухомий столик з покроковим двигуном

В даному експерименті у якості досліджуваних матеріалів використовується модельна пара золота кулька – графітна підкладка.

II. Опис динаміки трибосистеми

Динаміку трибосистеми можна описати за допомогою коефіцієнта в'язкості затухання ζ та двох кінематичних коефіцієнтів μ_k та μ_s. Один із методів знаходження даних (обезрозмірених) параметрів полягає в аналізі зміни повної енергії системи $E(\tau)$:

$$E(\tau)=\frac{1}{2}\left(y^2+y'^2\right). \tag{1}$$

Як показано в роботі [7], зміна кінетичної та потенціальної енергії з часом містить всю інформацію про трибосистему. Рівняння руху відповідно до виразу (1) має вигляд:

$$y''+2\zeta y'+y=-\mu\left(y'\right), \tag{2}$$

де $y=gx/N$, $2\zeta=(c_0+Nd_k)/\sqrt{g}$, $\zeta=\zeta_0+\zeta_k$, x – зміна положення системи, g = 9,81 м/с^2, N – нормальне навантаження, ζ – загальний коефіцієнт в'язкого загасання, ζ_0 – коефіцієнт в'язкого загасання без контакту, $\zeta_к$ – коефіцієнт в'язкого затухання, пов'язаний з тертям, що залежить від швидкості, $d_к$ – кінетична частина коефіцієнта тертя, що залежить від швидкості, c_0 – коефіцієнт в'язкості загасання без контакту, μ – загальний коефіцієнт загасання. Остаточно вираз для повної енергії системи приймає вигляд:

$$E(\tau)=\frac{1}{2}\left(\Lambda e^{-\zeta\tau}-\Gamma\right)^2, \tag{3}$$

де $\Lambda=y_0+\Gamma$, $\Gamma=2\mu_k/(\pi\xi)$, y_0 – початкове положення системи.

Графічний розв'язок рівняння (2) при заданих початкових умовах y'' = 0 та y' = 0 має вигляд експоненціально загасаючої синусоїди. Для досліджуваної пари матеріалів золото-графіт розв'язок рівняння зображено на рис. 2, а.

Вираз повної енергії дає можливість знайти час зупинки маятника T_f, що розраховується із умови $dE(\tau)/d\tau$ =0, тому маємо вираз:

$$T_f=-\frac{1}{\zeta}\ln\frac{\Gamma}{\Lambda}. \tag{4}$$

Як показано в роботі [8], крива повної енергії $E(\tau)$ трибосистеми не повністю задовольняє пошуку коефіцієнтів загасання, оскільки має невеликі осциляторні флуктуації. Щоб згладити флуктуаційні коливання, повну енергію системи $E(\tau)$ доцільно проінтегрувати від деякого заданого τ до часу зупинки маятника T_f, тому усереднене значення енергії коливань $\Pi(\tau)$ виглядає як:

$$\Pi(\tau) = \int_{\tau}^{T_f} E(\theta)\, d\theta . \tag{5}$$

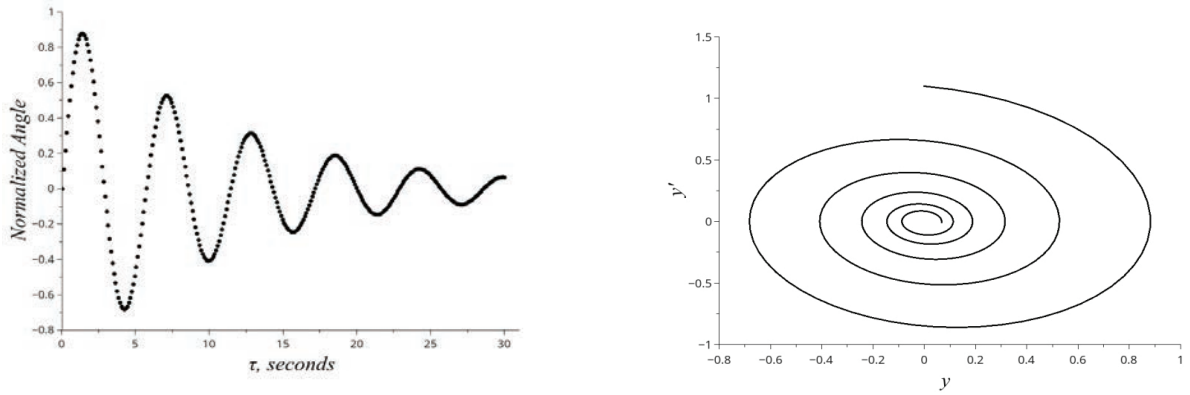
Після інтегрування $\Pi(\tau)$ приймає наступний вигляд:

$$\Pi(\tau) = \frac{\Lambda^2}{4\zeta} e^{-2\zeta\tau} - \frac{\Lambda\Gamma}{\zeta} e^{-\zeta\tau} + \frac{\Gamma^2}{2}\tau - \frac{\Gamma^2}{\zeta}\left(\frac{3}{4} - \ln\frac{\Gamma}{\Lambda}\right). \tag{6}$$

Вираз (6) безпосередньо використовується для розрахунку коефіцієнтів тертя ζ та μ_k.

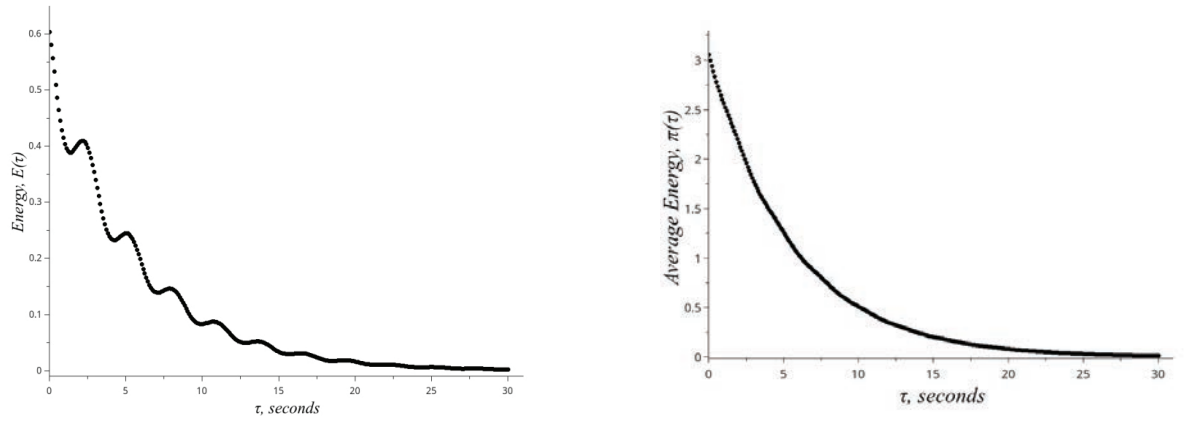
Результати

На підставі теорії, наведеної в попередньому розділі, отримано залежності повної енергії $E(\tau)$ та середньої енергії $\Pi(\tau)$ трибосистеми від часу проведення експерименту τ, що представлено на рис. 3, а та рис. 3, б відповідно. Зміну кута відхилення з часом τ=30 с та фазовий портрет коливної системи показано на рис. 2, а та рис. 2, б. Для зручності залежність кута відхилення від часу τ була віднормована на максимальне значення відхилення маятника (~10^0). Тривалість експерименту становила приблизно ~3 хв. Оскільки висока чутливість системи до зовнішніх вібрацій спричинює наявність власних коливань маятника, тому доцільно враховувати лише 1-2 хвилини експерименту. В даному дослідженні трибологічних властивостей пари золото-графіт найістотніша інформація про поведінку трибосистеми знаходиться в інтервалі від 0 до 30 секунд. Інша частина обрізається через наявність вищезгаданих шумів.



а б

Рис. 2. а – зміна положення трибосистеми з часом для пари золота кулька та графітна підкладка, б – траєкторія системи на фазовій площині



а б

Рис. 3. Зміна повної енергії $E(\tau)$ (а) і середньої енергії $\Pi(\tau)$ (б) трибосистеми за τ=30 с

Експериментальні дані було проаналізовано як описано вище. Коефіцієнт в'язкого загасання ς визначається із виразу (6) для апроксимованої середньої енергії загасання $\Pi(\tau)$ і становить для пари

золото-графіт ζ=0.1446±0.0001, де похибка Δς отримана методом найменших квадратів. Дане значення є близьким до того, що наведено в літературі.

Теоретична частина

І. Модель

Як згадано вище, тертя між двома твердими поверхнями виникає в результаті динаміки системи мікроконтактів, тому ми припускаємо, що макроскопічні контакти складаються з великої кількості мікроконтактів з середньою дистанцією a_c між мікроконтактами. Нехай окремий мікроконтакт має середній радіус r_c і висоту h_c. Розглядаючи його як циліндричний гнучкий стрижень, можна оцінити його пружність як $k_c=3\pi E r_c^4/4h_c^3$, де E □ модуль Юнга [9]. Теорія пружності вводить характерну пружну кореляційну довжину λ_c, нижче якої інтерфейс тертя можна розглядати як жорсткий [9]. Типові значення кореляційної довжини лежать в мікрометровому масштабі. Набір з $N_c= \lambda_c^2/a_c^2$ контактів на площі λ_c^2 можна розглядати як ефективний контакт (λ-контакт) з коефіцієнтом пружності $k=N_c k_c$.

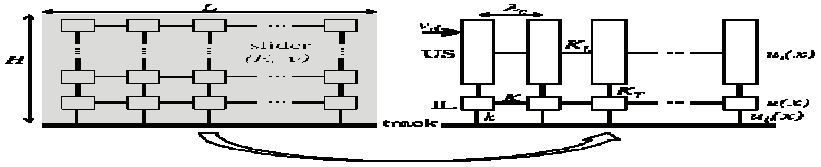


Рис. 4. Ескіз спрощеної моделі

На рис. 4 представлено ескіз спрощеної моделі. Ліворуч розташований прямокутний повзунок сірого кольору, що має розміри L і H, пружні постійні E і ν та контактує з поверхнею (чорний колір). Повзунок дискретизується у вигляді кубічних блоків розміром λ_c^3. Праворуч на рис.4 повзунок моделюється за допомогою одновимірної (1D) моделі як бішар. Блоки в прикордонному шарі (IL) з'єднані через пружинки жорсткості $K=E\lambda_c$. У верхній частині повзунка (US), кожна його вертикальна полоска вважається жорсткою і зв'язана зі своїми сусідами через пружинки жорсткості K_L:

$$K_L \approx EH = E\lambda_c\left(\frac{H}{\lambda_c}\right). \tag{7}$$

IL і US зв'язані за допомогою поперечних пружин жорсткості K_T:

$$K_T = \frac{E\lambda_c}{2(1+\nu)}\frac{\lambda_c}{H} = \frac{\lambda_c}{2(1+\nu)H}K\ . \tag{8}$$

Кожен блок IL має розмір λ_c та зв’язаний із жорсткою поверхнею пружинками λ-контактами з пружною постійною k. Положення блоку US є фіксованим і збільшується зі швидкістю v_d.

Модель враховує, що на відстанях, більших ніж λ_c, об’єм повзунка деформується, і дві різні точки вздовж інтерфейсу можуть рухатися на різні відстані. Щоб врахувати еластичність повзунка, його уявно дискретизують як кубічні блоки розміром λ_c^3. Еластична взаємодія між сусідніми блоками моделюється за допомогою пружин, що з'єднують найближчих сусідів. Жорсткість цих пружин може бути виражена як функція двох пружних параметрів □ модуля Юнга E і коефіцієнта Пуассона ν. Ескіз фінальної 1D моделі показано на рис. 4 (праворуч).

Сукупна поперечна жорсткість K_T повзунка описується площиною між IL і US. Важливо відмітити, що точного методу зведення 3D еластичної моделі в 1D модель не існує. Зокрема, профіль напруги у відповідь на бічне навантаження спадає за степеневим законом в 3D моделі, в той час як в 1D моделі він убуває по експоненціальному закону. Спрощена модель цілком застосовна для знаходження аналітичного виразу довжини розповсюдження самозаліковної тріщини у випадку м’якого інтерфейсу, коли $k/K \ll 1$, що спостерігається в більшості експериментів.

Система може бути описана за допомогою трьох змінних: $u_t(x)$ описує поле зміщень US, $u(x)$ є полем зсувів блоків в IL, і $u_b(x)$ відповідає зміщенням точок кріплення IL до поверхні. Напруга в IL дається виразом:

$$\sigma_c(x) = k\left[u(x) - u_b(x)\right] / \lambda_c^2, \tag{9}$$

в той час як напруження, яке є рушійною силою IL, дорівнює:

$$\sigma_d(x) = K_T\left[u_t(x) - u(x)\right] / \lambda_c^2 . \tag{10}$$

II. Самозаліковна тріщина

Фрикційні властивості кожного окремого контакту, що з'єднує IL з поверхнею, полягають у наступному. Він діє як пружина з постійною k, доки його розтягування залишається нижче критичного значення $u_s=f_s/k$, але руйнується і відтворюється з нульовим розтягненням, коли напруга зсуву досягає $\sigma_s=f_s/\lambda_c^2$.

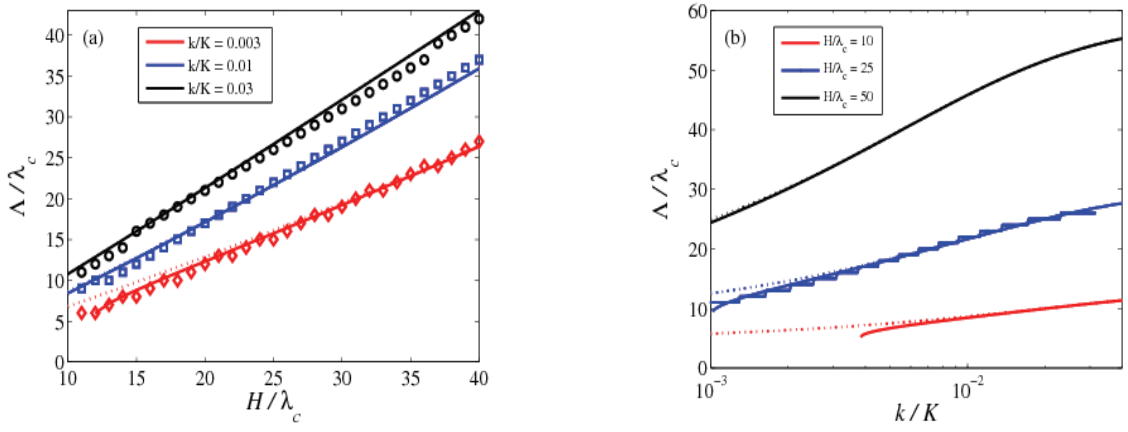
Коли навантаження прикладається до повзунка, воно передається по різному до кожного λ-контакту внаслідок еластичності повзунка. Крайній лівий λ-контакт є першим, що досягає порогу руйнування і проковзує, тим самим локально послабляє напругу в інтерфейсі. Це викликає додаткове навантаження на сусідні контакти, які починають ковзати так, що розривні зсуви поширюються у вигляді «кінку», що розширює початкового розслаблену зону. Такий сценарій може бути описано у вигляді солітонної хвилі [9]. Слід зазначити, що за відсутності US розповсюдження хвилі не відбувається: перший блок не буде рухатися після розриву його λ-контакту, тому не буде і додаткового навантаження на сусідні контакти.

Для спрощення аналізу припускається існування ієрархії часів. А саме, штовхання відбувається адіабатично, $v_d \to 0$, в той час як швидкість звуку (яка визначає швидкість поширення пружних напружень) дуже велика, $v_R \to \infty$. Тому, коли фронт поширюється, він супроводжується квазістатичним полем напруги, яке визначається за допомогою механічної рівноваги діючих сил на граничному шарі (інерційні ефекти ігноруються). Таким чином, існує характерна довжина Λ, яка характеризує накопичення напруги і визначає довжину розповсюдження прекурсору. Опускаючи математичні викладки (див. [9]), аналітичний вираз для довжини Λ першого прекурсору у випадку великих значень H/λ_c та великих k/K дається виразом:

$$\Lambda \approx \kappa_2^{-1} \ln 2 / \left[\left(1 + \beta - 2\kappa_2 / \kappa\right)\Psi_1\right], \tag{11}$$

де $\Psi_1 = 1 + \lambda_c\kappa_2 / \left(1 + \lambda_c\kappa\right)$.

Результати аналізу показані на рис. 3. Λ зростає квазі-лінійно з висотою повзунка (рис. 5, а) і квазі-логарифмично з жорсткістю інтерфейсу (рис. 5, б).



а б

Рис. 5. Залежність характеристичної довжини Λ від параметрів моделі. Символи − чисельний розрахунок, суцільні лінії − аналітичний розв'язок, пунктирні лінії − наближений аналітичний розв'язок. а – Λ як функція H/λc для різних значень жорсткості інтерфейсу k/K=0.03 (червоні), 0.01 (сині) і 0.003 (чорні). б – Λ в залежності від k/K для різних H/λc=10 (червоні), 25 (сині), 50 (чорні). ν = 0.3, L/λc=100

Висновки

Представлено новий метод дослідження процесів тертя і вимірювання коефіцієнтів тертя надтонких систем на основі левітуючого у магнітному полі маятника. Отримано залежності повної енергії $E(\tau)$ та середньої енергії $\Pi(\tau)$ трибосистеми від часу τ для досліджуваної пари матеріалів золото-графіт. Показано, що коефіцієнт в'язкого загасання ς становить для досліджуваної пари матеріалів $\zeta=0.1446\pm0.0001$.

Запропоновано одновимірну модель *передвісників* ковзання між повзунком і блоком, в якому фронти є квазістатичними самозаліковними тріщинами, коли товщина H повзунка є великою порівняно з пружною кореляційною довжиною і коли жорсткість інтерфейсу є малою в порівнянні з об'ємною жорсткістю повзунка. Знайдено аналітичне рішення для довжини пробігу Λ першого повзунка, яка контролюється пружністю блоку і інтерфейсу.

1. *Rubinstein, S.M., Cohen, G., Fineberg, J.*: Detachment fronts and the onset of dynamic friction. Nature **430**, 1005 (2004)
2. *Rubinstein, S.M., Cohen, G., Fineberg, J.*: Dynamics of precursors to frictional sliding. Phys. Rev. Lett. **98**, 226103 (2007)
3. Prevost, A., Scheibert, J., Debre´geas, G.: Probing the micromechanics of a multi-contact interface at the onset of frictional sliding. Eur. Phys. J. E **36**, 17 (2013)
4. *Romero, V., Wandersman, E., Debre´geas, G., Prevost, A.*: Probing locally the onset of slippage at a model multicontact interface. Phys. Rev. Lett. **112**, 094301 (2014)
5. *Braun, O.M., Peyrard, M., Stryzheus, D.V., Tosatti, E.*: Collective effects at frictional interfaces. Tribol. Lett. **48**, 11 (2012)
6. *Braun, O.M., Peyrard, M.*: Crack in the frictional interface as a solitary wave. Phys. Rev. E **85**, 026111 (2012)
7. *Emmanuel, R., Joël, P.-L., Michel, B., Lucille, J.-P., Jean-Michel, M.*: An original dynamic tribotest to discriminate friction and viscous damping. Tribology International **43**, 320 (2010)
8. *Schroeder M*. New method of measuring reverberation time. Journal of the Acoustical Society of America **37**, 409 (1965)
9. *Braun, O.M., Peyrard, M., Stryzheus, D.V., Tosatti, E.*: Collective effects at frictional interfaces. Tribol. Lett. **48**, 11 (2012)

3.3.2. Синтез металокомплексних сполук та нанокарбонових кластерів з різними замісниками як потенційних присадок нового типу дії до палив і мастил

КАРБОНОВІ СФЕРОЇДАЛЬНІ ПОЛІШАРУВАТІ НАНОКЛАСТЕРИ ЯК ПЕРСПЕКТИВНІ БАГАТОФУНКЦІОНАЛЬНІ ПРИСАДКИ ДО МОТОРНИХ ПАЛИВ

Є.В. ПОЛУНКІН, В.С. ПИЛЯВСЬКИЙ, Т.М. КАМЕНЄВА, Є.В. ШЕЛУДЬКО

(Ін-т біоорганічної хімії та нафтохімії НАН України, Київ)

В умовах скрутного фінансового стану України найбільш доцільним є подовження ресурсу автотранспорту за рахунок суттєвого поліпшення експлуатаційних властивостей паливо-мастильних матеріалів шляхом створення та впровадження нових присадок.

Різні властивості сучасних моторних масел регулюють за допомогою різних присадок, вміст яких досягає 15–20 % мас. від маси нафтопродукту [1]. Для зменшення утворення лаків та нагару на деталях двигунів використовують миючі присадки (3–10 % мас.), для зменшення зношування і корозії – протизношувальні і антикорозійні (2–3 % мас.), для оптимізації в'язкісно-температурних властивостей масла використовують в'язкісні присадки (до 3 % мас.), для пониження температури застигання – депресорні (до 1 % мас.) та інші [1, 2]. Такі монофункціональні присадки до моторних масел добре вивчені; масла без пакету цих присадок взагалі не застосовуються.

В моторних паливах до цього часу протизношувальні та антикорозійні присадки не використовували, їм не приділяли уваги також дослідники в галузях нафтохімії і трибології. Проблема необхідності розробки та впровадження таких присадок до палив стала актуальною в останні роки у зв'язку з принциповою зміною конструкції двигунів (переходом від застарілих карбюраторних двигунів до двигунів з інжекторним впорскуванням палива), посиленням екологічних вимог до роботи двигунів, більш інтенсивною експлуатацією та багаторазовим зростанням кількості автотранспорту в густонаселених містах країн світу, широким впровадженням альтернативних палив [2, 3]. Протизношувальні та антикорозійні присадки, які використовують для моторних масел, виявились непридатними для палив у

© Є.В. ПОЛУНКІН, В.С. ПИЛЯВСЬКИЙ, Т.М. КАМЕНЄВА, Є.В. ШЕЛУДЬКО, 2015

зв'язку з токсичністю, низькою ефективністю та нестабільністю їх розчинів у паливі, особливо у присутності полярних сполук – оксигенатів [2, 3].

В маслах присадки знаходяться у вигляді не молекулярних розчинів, а суспензій частинок. Як що вводити присадки у паливо, такі нестабільні суспензії можуть з часом відкладатись на фільтрах та інших деталях і суттєво впливати на роботу двигунів. Для авіаційних та автомобільних моторних палив це неприпустимо, оскільки накопичування таких відкладень з часом змінює кількість подачи палива, його повноту згоряння, збільшує витрати палива, погіршує екологічність викидів та призводить до відмов двигунів.

Отже для сучасних моторних палив потрібні нові протизношувальні та антикорозійні присадки, які повинні бути ефективними при дуже малих концентраціях (до 0,01 % мас.), нетоксичними та не впливати негативно на інші важливі експлуатаційні показники (детонаційну стійкість, прокачуваність, фільтрованість, стабільність запалювання суміші).

Метою роботи є поліпшення антиокиснювальних, протизношувальних і антикорозійних властивостей сучасних моторних палив створенням нового класу багатофункціональних присадок на основі карбонових кластерів.

У якості вихідної сировини для синтезу перспективних присадок нами було обрано вперше одержану тільки в 1992 році (Угарте Д.) нову алотропну форму вуглецевих матеріалів з особливими структурними та електронними властивостями – карбонові сфероїдальні кластери. Ці кластери являють собою полішаруваті концентричні графеноподібні оболонки, які крім шестичленних циклів вміщують також п'яти та семичленні вуглецеві цикли, що обумовлює сферичну форму цих нанооб'єктів.

Електронна будова карбонових кластерів фулероїдного типу визначає аномально високу поляризуємість таких частинок [4], це дозволяє розглядати їх як ефективні диссипатори енергії у різних процесах збудження, зокрема, в процесах тертя.

В літературі приведено [5] спроби покращення трибологічних характеристик масел, пластичних мастил та твердо-мастильних покриттів добавками фулеренів. Однак, використання їх в якості присадок до палив досі було неможливо у зв'язку з поганою розчинністю таких наночастинок: фулерени практично нерозчинні у вуглеводневих рідинах на основі алканов та аренів (основних компонентах бензинів та дизельних палив), погано розчиняються такі матеріали і в середовищі спиртів. Крім того, висока вартість фулеренів не дозволяє поки прогнозувати економічну доцільність використання цих речовин як присадок до паливно-мастильних матеріалів.

Більш доступна зараз суміш полішаруватих сфероїдальних карбонових нанокластерів – аналогів фулеренів. Але практичне застосування таких матеріалів можливе тільки при вирішенні багатогранної проблеми одержання зразків з вузьким розподіленням за розмірами, очистки кластерів від побічних продуктів і послідуючої функціоналізації з отриманням матеріалів, розчинних в органічних рідких субстратах.

Поки ще не має загально прийнятої назви для вуглецевих полішаруватих наноматеріалів сферичної структури. Найбільш поширені такі: вуглецеві кульки *(carbon balls)*, вуглецеві наносфери, вуглецеві мікрокульки, багатокулькові фулереноподібні наноструктури *(OLF onion-like fullerenes),* оніони *(CNOs – carbon nanoonions),* мезопористі мікросфери та інше [6]. Ми притримуємось терміну **оніони *(CNOs)*** – як назви, що відображає специфічну будову нанокарбонових кластерів такого типу.

Ідеальні карбонові оніони складаються з декількох десятків концентричних графітових сферичних оболонок при відстані між сусідніми оболонками приблизно 0,34 нм навколо внутрішнього ядра фулерену C_{60} [6]. Однак, реальна будова таких матеріалів не співпадає з ідеальною моделлю, оскільки в процесі одержання CNOs можуть створюватись як окремі частинки, так і їх агломерати (рис. 1).

Продукти синтезу завжди вміщують разом з наносферами вуглецеві нанотрубки, конденсовані поліароматичні сполуки, аморфний вуглець, залишки каталізатора. Тому дуже важливим етапом одержання CNOs є сепарація наносфер від домішок за допомогою центрифугування, фільтрації через мембрани тонкого очищення, електросепарації, хімічного модифікування.

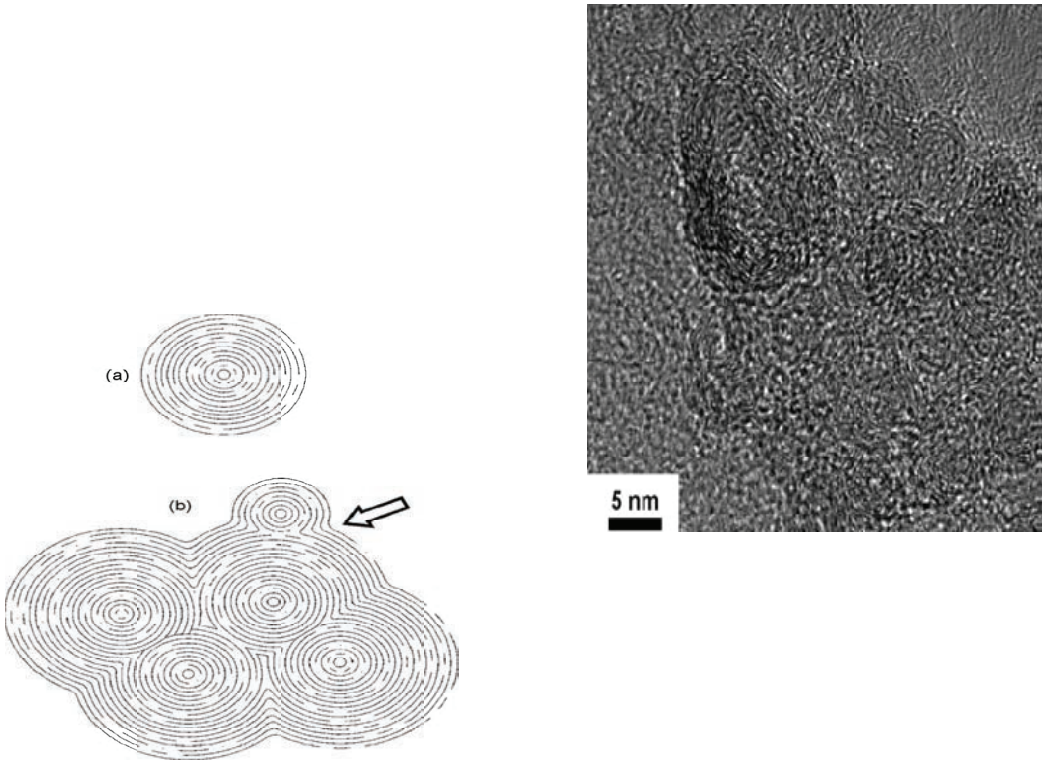


Рис. 1. Структурна модель ідеальної молекули CNOs та агломерація карбонових сферичних глобул (праворуч – зображення вихідних зразків багатошарових вуглецевих наносфер у трансмісійному електронному мікроскопі JEM-2100F фірми JEOL при напрузі 200 kV)

Найбільш оптимальне очищення таких продуктів досягається при комбінуванні фізичних неруйнівних та хімічних ефективних методів очищення. Фізичне очищення досягається розподілом в полі відцентрової сили, ультразвуковою обробкою, а також завдяки відмінностям між CNOs і домішок за розмірами, розчинністю в органічних розчинниках, а також за температурами сублімації.

Хімічне очищення відбувається за рахунок різної здатності CNOs і домішок до окиснення. Очищення сировини досягається при цьому двокроковим методом з використанням сірковуглецю та окиснення повітрям, кип'ятіння з азотною чи з соляною кислотою. В результаті таких методів відокремлюються вуглецеві нанотрубки та наносфери, аморфний вуглець та частинки металевого каталізатору видаляють при обробці азотною кислотою, в той же час таке очищення не впливає на структуру CNOs.

Вихідну сировину для створення модифікованих нанокарбонових сферичних кластерів було одержано електродуговим розрядом в суміші газів пропан-бутан. Продукт за результатами атомно-силової мікроскопії являв собою наночастинки сфероїдальної форми, діаметр окремих частинок близько 10–50 нм. Визначена нами величина питомої поверхні зразків (за методом теплової десорбції адсорбата – азоту) дорівнювала 187 $м^2$/г. Вихідні оніони та їх функціональні похідні були охарактеризовані за допомогою ІЧ-спектроскопії (Vertex 70 фірми «Bruker»), спектроскопії комбінаційного розсіювання світла, елементного аналізу, атомно-силової мікроскопії. Галогенування та окиснення вуглецевих сфероїдальних нанокластерів виконували за методиками [6].

Скринінгову оцінку впливу синтезованих нанокарбонових кластерів сферичного типу (онионів) на трибологічні властивості моторних палив проводили за методикою ASTM D2783 на чотирьохкульковій машині тертя по показнику критичного навантаження.

Згідно отриманих результатів мікрокількісні добавки (0,01 % мас.) функціоналізованих карбонових сферичних нанокластерів в моторні палива на основі етанолу збільшують несучу здатність в 1,2–2,4 рази.

Однією з важливих експлуатаційних вимог до авіаційних та автомобільних палив є стабільність компонентів моторних палив к окисненню їх киснем повітря при зберіганні та в процесі використання. В процесі довготривалого зберігання під дією молекулярного кисню в паливах утворюються полімерні

смолоподібні продукти, що призводить до збільшення шламів, лакових відкладень та нагарів в двигунах з послідуючими катастрофічними наслідками.

Таблиця 1. Вплив карбонових сферичних нанокластерів на несучу здатність рідких середовищ (при концентрації оніонів ~ 0,01 % мас.): А – вихідний наноматеріал, Б – модифіковані галогеновані нанокластери; В – окиснені нанокластери

Дисперсійне середовище	Несуча здатність середовища без оніонів $P_к$, Н	Коефіцієнт збільшення несучої здатності		
		А	Б	В
Етанол	50	1,0	2,4	2,4
Моторне паливо Е-85	75	1,0	1,25	–
Ізооктан	50	1,0	1,0	1,0
Бензиловий спирт	320	1,0	1,0	1,0

Вплив синтезованих наноматеріалів на антиокиснювальні властивості нафтопродуктів досліджували в реакціях ініційованого та автоокиснення бензилового спирту і на прикладі термічного окиснення модельного вуглеводню – н-декану.

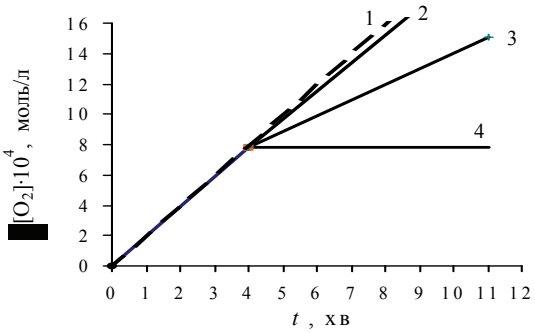


Рис. 2. Вплив модифікованих карбонових нанокластерів на процес автоокиснення бензилового спирту при 70 ^{0}С: 1 – без присадок; 2 – при початковій концентрації присадки *CNOs*-О $1{,}26\cdot10^{-3}$ *г/л*; 3 – при початковій концентрації присадки $1{,}26\cdot10^{-2}$ *г/л CNOs*-О; 4 – при початковій концентрації присадки $1{,}26\cdot10^{-1}$ *г/л CNOs*-О

Газохроматографічний аналіз продуктів окиснення н-декану здійснювали на хроматографі «Agilent Technologies 7890A» з полум'яно-іонізаційним детектором з використанням кварцової капілярної колонки довжиною 25 м і внутрішнім діаметром 0,320 мм, заповненої практично неполярною нерухомою фазою НР-5 (5 % феніл-, 95 % метилполісилоксану). Згідно результатів аналізу (табл. 2), ступінь окиснення (конверсія) н-декану у відсутності присадок становила 13,26 %, при наявності присадки у складі вихідної сировини конверсія н-декану в потоці повітря зменшується в 1,5 рази.

Таблиця 2. Вплив присадки нанокластерів (при концентрації 0,001 % мас.) на стійкість н-декану до термоокиснення у потоці повітря (при температурі 150 ^{0}С при швидкості подачі повітря через реактор з рідиною – 10 дм^3 на годину, час автоокиснення – 5 годин)

Умови	Вміст н-декану в пробі, % мас.	Конверсія н-декану, %
До окиснення	99,68	0
Окиснення без присадки	86,78	13,26
Окиснення з присадкою	91,05	9,03

Ефект гальмування рідинно-фазного окиснення органічних субстратів мікрокількісними дозами синтезованих нанокластерів має місце для рідин різної хімічної будови (спиртів та вуглеводнів), а також при різних способах ініціювання ланцюгів окиснення (як термічному автоокисненні, так і при розкладі ініціаторів).

Трибологічні дослідження впливу синтезованих багатошарових кластерів фулероїдного типу на корозійно-механічне зношування пар тертя в моторних паливах проводили спільно з лабораторією нанотриботехнологій Національного авіаційного університету (м. Київ, зав. лаб., докт. техн. наук Стельмах О.У.) на інформаційно-вимірювальному комплексі НАУ-01 (рис. 3).

Випробувальний вузол тертя моделює умови тертя ковзання контр-зразка по нерухливому плоскому диску. Детальна методика випробувань наведена в [7].

а б в

Рис. 3. Вимірювально-випробувальний комплекс НАУ-01: а – прибор тертя АСК-01; б – растровий електронний мікроскоп РЕМ-106І; в – лазерний скануючий диференціально-фазовий профілограф-профілометр ЛСДФПП

Найкращі протизношувальні властивості було виявлено у палива Е-85 з добавкою синтезованих нами нанокарбонових кластерів, швидкість зношування у цьому паливі при умовах досліду в 2 рази менша, ніж в паливі Е-85 без додавання такої присадки, та в 10 разів менша ніж в товарному нафтовому бензині А-95 (рис. 4).

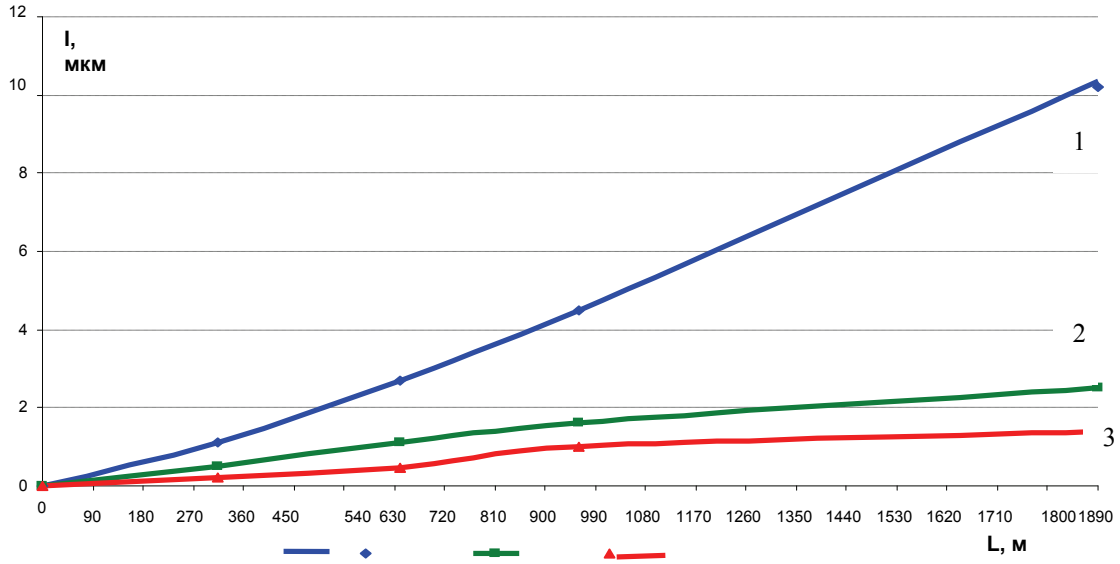


Рис. 4. Протизношувальні властивості автомобільних моторних палив: 1 - бензин з нафти А-95 ; 2- альтернативний біобензин Е-85 (85 % мас. етанолу); 3- бензин Е-85 з присадкою 0,001 % мас. карбонових галогенованих нанокластерів

Стендові випробування впливу синтезованих присадок до палив на корозійно-механічне зношування вузлів тертя автомобільних двигунів проводили на прикладі паливних насосів. Для порівняльних випробувань використовували три однакових паливних насоси марки WEBER FP 464-038 з електричним приводом занурювального типу, які розміщували в ємкостях з нержавіючої сталі. Ці ємкості об'ємом по 10 л кожна були заповнені досліджуваними моторними паливами відповідно: I – бензин нафтовий товарний А-95; II – біопаливо Е-85; III – біопаливо Е-85 з присадкою (0,001 % мас.) синтезованих карбонових галогенованих нанокластерів.

В якості параметру працездатності агрегату, за яким визначали швидкість зношування, контролювали динаміку зміни робочого тиску на виході насосів в залежності від тривалості їх роботи. Випробування проводили протягом 80 годин неперервної роботи насосів з фіксацією через кожну годину по манометрах тиску палива на виході. Після роботи тривалістю 80 годин насоси демонтували та розбирали для контролю стану зношеності робочих поверхонь.

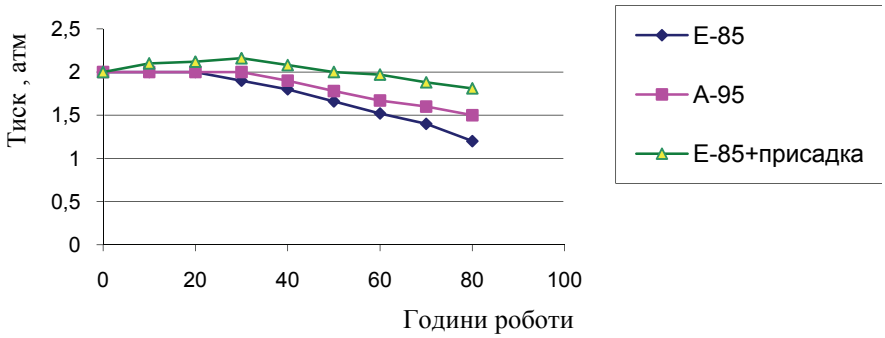


Рис. 5. Динаміка зміни вихідного робочого тиску паливних насосів WEBER FP 464-038 при роботі в різних моторних паливах

Найбільшій ресурс експлуатації насоси подачі палива мали при роботі в біопаливі Е-85 з присадкою 0,001 % мас. синтезованих карбонових нанокластерів, при роботі з нафтовим бензином А-95 зношування насосу прискорюється, а швидше всього ці насоси виходять з ладу при роботі на біопаливі Е-85 без додавання присадки нанокластерів.

Найбільші пошкодження сталевого валу паливних насосів спостерігались після роботи в біопаливі Е-85. В двох інших паливах (нафтовому бензині А-95 та біопаливі Е-85 з добавкою карбонових кластерів) пошкодження сталевого валу були меншими за величиною, ніж в Е-85 (без присадки) та мали однакові характер і розміри.

Стан поверхонь тертя бронзових втулок паливних насосів після роботи в різних паливах аналізували за допомогою лазерного скануючого диференціально-фазового профілографа-профілометра ЛСДФПП. Найбільші пошкодження поверхні тертя мала втулка насосу, який працював на біопаливі Е-85 (без присадки карбонових нанокластерів), що пов'язано з агресивним корозійним впливом етанолу на кольорові метали та сплави.

На бронзовій втулці після роботи з нафтовим бензином А-95 мав місце середній за значенням знос. Аналіз стану бронзової втулки після роботи в біопаливі Е-85 з присадкою карбонових нанокластерів (0,001 % мас.) свідчив, що в цьому випадку спостерігаються найменші пошкодження поверхні тертя, менше виривів, рисок та подряпин, ніж на втулках після роботи з бензином А-95 та біопаливом Е-85.

Висновки

В процесі виконання проекту синтезовано нові наноматеріали та встановлено, що мікродози синтезованих карбонових кластерів одночасно покращують протизношувальні, антизадирні та антикорозійні властивості моторних палив.

Використання поліфункціональних присадок на основі вуглецевих сферичних структур дозволить в 1,5–2 рази подовжити ресурс автотранспорту, скоротити витрати на імпорт машин, механізмів та запчастин в Україну.

1. *Кулиев А.М.* Химия и технология присадок к маслам и топливам. – Л.: Химия, 1985. – 312с.
2. *Данилов А.М.* Применение присадок в топливах. – М.: Химиздат, 2010. – 368 с.
3. *Пилявский В.С., Ковтун Г.А.* Повышение ресурса автомобильных двигателей. – К.: ИБОНХ НАН Украины, 2007. – 123 с.
4. *Мальцев В.А., Нерушев О.А., Новопашин С.А. и др.* Поляризуемость фуллерена // Письма в ЖЭТФ. – 1993. – Т. 57, Вып. 10 – С. 634–637.
5. *Точильников Д.Г., Гинзбург Б.М.* Влияние C_{60}-содержащих присадок к смазочному маслу на оптимизацию процессов изнашивания при граничном трении металлов // ЖТФ. – 1999. – Т. 69, Вып. 6. – С. 102–105
6. *Rettenbacher A.S., Elliott B., Hudson J.S. at al.* Preparation and functionalization of multilayer fullerenes (carbon nano-onions) // Chemistry. – 2005. – V. 12, N 2. – P. 376–387.
7. *Кияшко С.Н., Стельмах А.У., Костюник Р.Е. и др.* // Патент РФ на изобретение № 2279660. – 2006.

ПРОЕКТ 3.4

Науково-технічне обгрунтування вибору матеріалів деталей фонтанної арматури, призначеної для роботи на свердловинах з різним вмістом сірководню та вуглекислого газу

УДК 620.194

НАУКОВО-ТЕХНІЧНЕ ОБГРУНТУВАННЯ ВИБОРУ МАТЕРІАЛІВ ДЕТАЛЕЙ ФОНТАННОЇ АРМАТУРИ, ПРИЗНАЧЕНОЇ ДЛЯ РОБОТИ НА СВЕРДЛОВИНАХ З РІЗНИМ ВМІСТОМ СІРКОВОДНЮ ТА ВУГЛЕКИСЛОГО ГАЗУ

М.С. ХОМА, д-р техн. наук, **І.М. АНТОЩАК,** канд. техн. наук, **М.Р. ЧУЧМАН, Б.М. ДАЦКО, В.Р. ІВАШКІВ,** інженери
(Фізико-механічний ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України , Львів)

Досліджено вплив парціального тиску сірководню (1–5 atm) і температури (25–120 °С) на корозійну поведінку сталі 09Г2С та 08Х18Н10Т в модельній морській воді та ступінь її наводнювання. Встановлено, що за 80°С сірководень за парціального тиску p_{H_2S} = 0,2…5 атм збільшує швидкість корозії сталі 09Г2С у модельній морській воді в 3,7…10,0 разів, а кількість водню до ~ 7,5 см^3/дм^2. За 120°С сірководень практично не впливає на швидкість корозії цієї сталі, однак за p_{H_2S} = 1 атм її наводнювання зростає до 13,1 і надалі знижується за зростання p_{H_2S} до 3,2…4,5 см^3/дм^2. Показано, що за 80 та 120°С сірководень за парціального тиску p_{H_2S} = 1…5 атм практично не впливає на швидкість корозії сталі 08Х18Н10Т у модельній морській воді, і сприяє незначному її наводнюванню. Підвищення температури середовища до 120°С за p_{H_2S} = 1 атм знижує швидкість корозії сталі 09Г2С в 5…6 разів, а сталі 08Х18Н10Т – в ~7 разів. При цьому наводнювання низьколегованої сталі зменшується в 2…4 рази, а нержавіючої – всього на 20…40 %. Встановлено, що кількість водневих пухирів на сталі 09Г2С та їх загальна площа зі збільшенням навантаження від 250 до 300 МПа та темрератури зменшується, а кількість мікротріщин зростає. Збільшення температури від 25 до 120 °С за p_{H_2S} =1 атм призводить до зростання кількості тріщин в 2...3 рази і до зменшення пухиріння.

Ключові слова: *корозія, сталь 09Г2С, сталь 08Х18Н10Т, наводнювання, сірководень, модельна морська вода, пухиріння, тріщиноутворення*

Аналіз динаміки відказів нафтогазового обладнання показує, що основною причиною руйнування є сірководневе корозійне розтріскування. Наявність в середовищах H_2S значно сприяє розвитку локальної корозії і наводнюванню сталей [1], що викликає специфічні пошкодження – воднем ініційоване розтріскування і воднем викликане розшарування металу стінки труб (блістерінг).

Зараз накопичено значний обсяг відомостей про вплив сірководню на корозію вуглецевих сталей, їх наводнення та механічні властивості в умовах експлуатації [2–7]. Корозійна дія сірководню на метал різко зростає при збільшенні тиску [8], а от вплив температури є неоднозначний. Наявність хлоридів в сірководневих середовищах істотно знижує стійкість до пітінгової корозії навіть нержавіючих сталей [9].

Тому для оцінювання роботоздатності, прогнозування ресурсу металоконструкцій нафтогазового обладнання та запобігання аваріям необхідно вивчати поведінку відповідних матеріалів за умов, наближених до експлуатаційних. При цьому, слід враховувати, що умови (температура, тиск, склад середовища) в процесі розробки родовищ не є постійними, що викликає необхідність проведення відповідного комплексу досліджень з впливу зазначених факторів, а також зовнішніх статичних та динамічних навантажень, на корозійну та корозійно-механічну поведінку конструкційних матеріалів, що використовуються в нафтогазовидобуванні.

Мета роботи. Розроблення рекомендацій щодо використання сталей та сплавів для виробництва деталей фонтанної арматури та трубного обладнання, що експлуатується в умовах дії сірководню та

© М.С. ХОМА, І.М. АНТОЩАК, М.Р. ЧУЧМАН, Б.М. ДАЦКО, В.Р. ІВАШКІВ, 2015

вуглекислого газу.

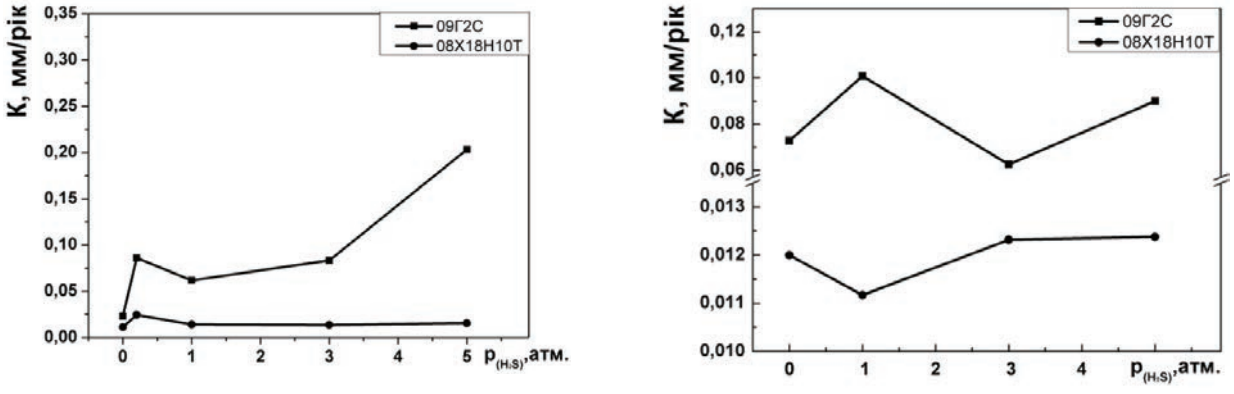
Методика досліджень. Дослідження проводили в розробленому в Фізико-механічному інституті ім. Г.В. Карпенка НАН України лабораторному автоклаві за підвищених температур і тисків АСКР-ТТ.

Досліджували зразки зі сталей 08Х18Н10Т та 09Г2С в модельній морській воді (3 % розчин морської солі), з добавками сірководню та вуглекислого газу за різних температур. Надлишкові тиски H_2S задавали в межах 0…5 атм, а CO_2 – 0…30 атм. Час витримки зразків для в автоклаві – 90 год.

Концентрацію абсорбованого металом водню визначали вакуум-екстракційним методом за температур 200 °С (C_{H200} – дифузійно-рухливий водень) та 800 °С (C_{H800} – водень з більшою енергією зв'язку Ме–Н) за удосконаленою методикою, згідно ГОСТ 23338-91. Загальний вміст водню складався з суми $C_{H200}+C_{H800}=\Sigma C_H$. Концентрацію абсорбованого металом водню виражали в одиницях $см^3/дм^2$, що відповідає кородуванню одиниці поверхні зразка.

Для досліджень опірності корозійно-механічному руйнуванню та наводнюванню сталей у модельній морській воді за температур 25–120 °С та парціального тиску сірководню 0,01–0,5 МПа використовували плоскі зразки розміром 200×20×3 для сталі 09Г2С та 200×20×4 для сталі 08Х18Н10Т. Зразки навантажували за схемою чотирьохточкового згину. Величини навантажень становили 0; 250; 275 та 300 МПа. Площа поверхні зразків, на якій підраховували кількість тріщин і водневих пухирів, становила 2000 $мм^2$.

Результати досліджень та їх обговорення. Дослідження корозійної тривкості та ступеня наводнювання сталі 09Г2С у модельній морській воді (ММВ) показали, що сірководень за парціального тиску p_{H_2S}=0,2 атм і температури 80 °С збільшує швидкість корозії сталі 09Г2С в ~ 3,7 раза (рис. 1, а). Подальше збільшення парціального тиску H_2S до 1...3 атм призводить до незначного зменшення швидкості корозії. За p_{H_2S}=5 атм спостерігається її стрімке зростання до 0,20 мм/рік.



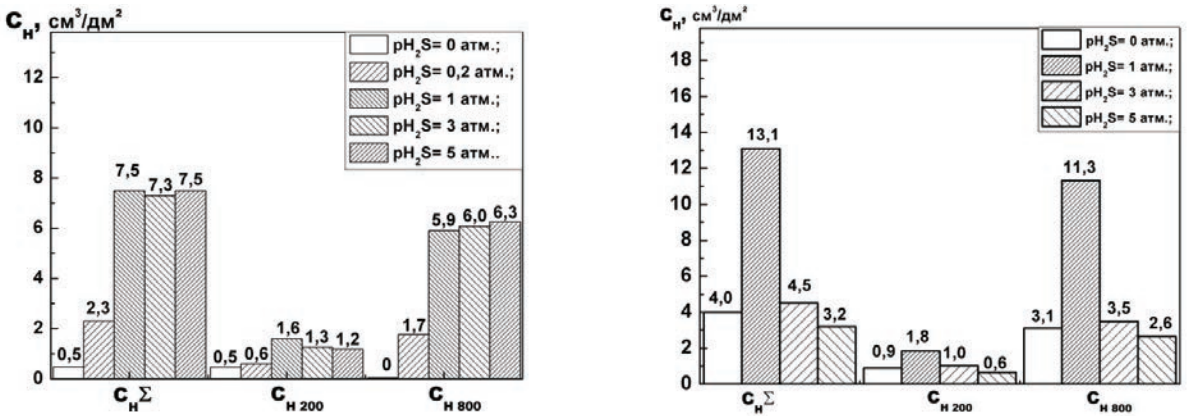
а б

Рис. 1. Залежності швидкості корозії сталей 09Г2С та 08Х18Н10Т в модельній морській вді за температури 80 (а) та 120 (б) °С від парціального тиску сірководню

В модельній морській воді за 80 °С і відсутності сірководню (рис. 2, а) наводнювання сталі 09Г2С не спостерігається (C_{H200} і C_{H800} знаходяться в межах похибки). За p_{H_2S}=0,2 атм сталь абсорбує ~ 2,3 $см^3/дм^2$ водню. При цьому основний вклад дає водень з вищою енергією зв'язку з металом. Кількість десорбованого водню зі збільшенням p_{H_2S} до 1 атм зростає до 7,5 $см^3/дм^2$. Подальше збільшення парціального тиску сірководню не призводить до істотної зміни кількості водню в металі.

Слід зауважити, що за p_{H_2S} = 0,2 атм (рис. 2, а) появляється водень, який має більшу енергію зв'язку з металом (1,7 $см^3/дм^2$), а дифузійно рухливого практично немає. Зростання p_{H_2S} до 1...5 атм призводить до збільшнення в сталі як дифузійно-рухливого водню, так і десорбованого за 800 °С, що досягають 1,2...1,6 та 5,9...6,3 $см^3/дм^2$, відповідно.

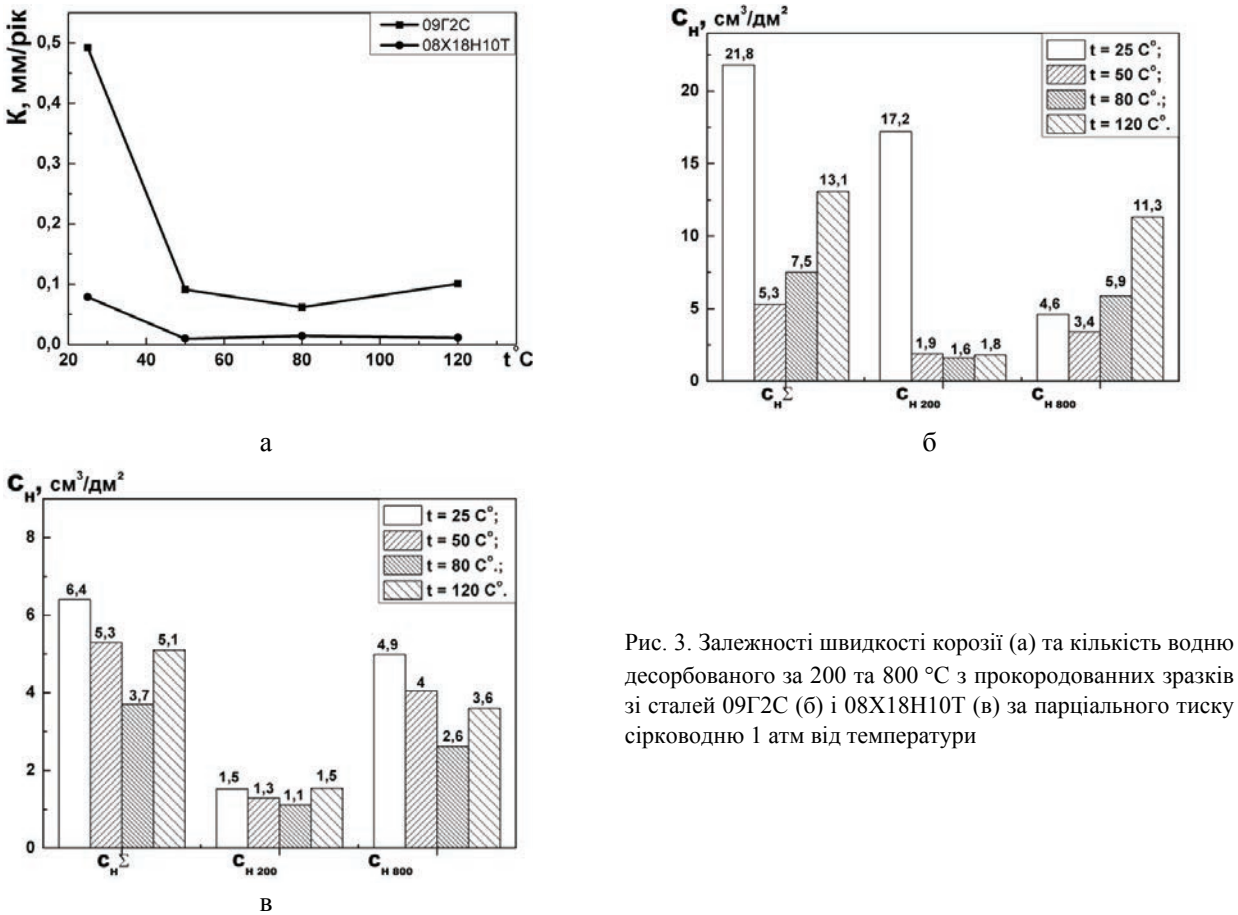
Визначено, що швидкість корозії сталі 09Г2С у морській воді за парціального тиску сірководню 1 атм та температури 25°С складає 0,49 мм/рік (рис. 3, а). За 50 та 80 °С вона зменшується до 0,06...0,09 мм/рік.



а б

Рис. 2. Кількість водню десорбованого за 200 та 800 °С з прокородованої за 80 (а) та 120 (б) °С сталі 09Г2С за різних парціальних тисків сірководню

Визначено, що швидкість корозії сталі 09Г2С у морській воді за парціального тиску сірководню 1 атм та температури 25°С складає 0,49 мм/рік (рис. 3, а). За 50 та 80 °С вона зменшується до 0,06...0,09 мм/рік.



а б

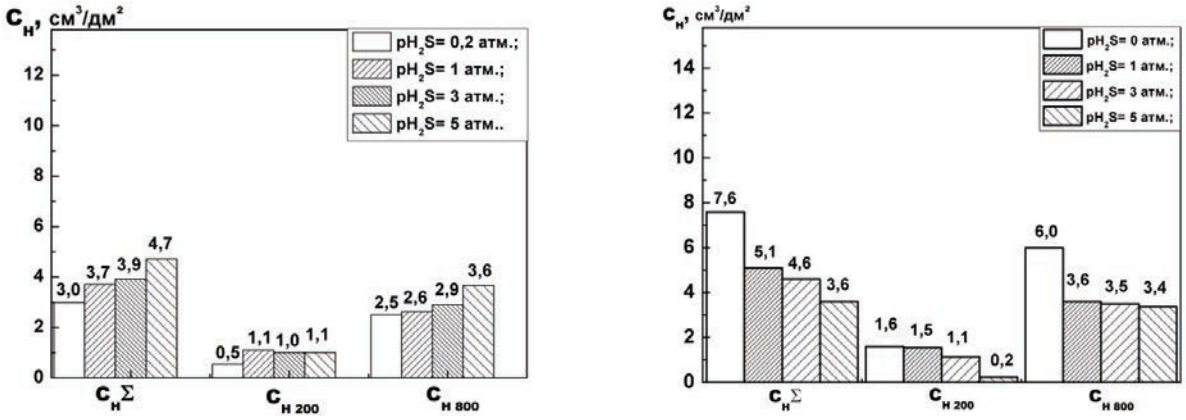
в

Рис. 3. Залежності швидкості корозії (а) та кількість водню десорбованого за 200 та 800 °С з прокородованних зразків зі сталей 09Г2С (б) і 08Х18Н10Т (в) за парціального тиску сірководню 1 атм від температури

За p_{H_2S} = 1 атм (рис. 3, б) загальна кількість абсорбованого сталлю водню при збільшенні температури з 25 до 50 °С істотно зменшується (з 21,8 до 5,3 см^3/дм^2) в основному за рахунок фракції C_{H200},

кількість якої зменшується з 17, 2 до 1,9 см^3/дм^2. Зростання температури до 120 °С підвищує загальну кількість водню до 13,1 см^3/дм^2. Причому, така зміна відбувається в основному за рахунок водню, який має більшу енергію зв'язку з металом. Зі збільшенням температури його концентрація істотно зростає за переходу від 50 до 120°С. Що стосується дифузійно-рухливого водню, то його кількість за цих температур залишається практично незмінною. Зменшення кількості фракції C_{H200} і збільшення C_{H800} з підвищенням температури свідчить про перехід дифузійно-рухливого водню в металі в стан з більшою енергією зв'язку Ме–Н. Слід врахувати, що підвищення температури сприятиме також процесу десорбції водню фракції C_{H200} зі сталі.

За 120 °С швидкість корозії сталі 09Г2С в модельній морській воді за p_{H_2S} = 1...5 атм дорівнює 0,062...1,0 мм/рік (рис. 1, б). Зростання парціального тиску сірководню до 1 атм призводить до істотного (з 2,3 до 13,1 см^3/дм^2) зростання кількості водню в сталі, в основному за рахунок фракції C_{H800} (рис. 2, б). При цьому кількість дифузійно-рухливого водню зростає в ~ 2 рази. Збільшення парціального тиску H_2S до 3 атм супроводжується різким зменшенням кількості абсорбованого водню (в ~ 2,9 раза), переважно за рахунок фракції C_{H800}.



а б

Рис. 4. Кількість водню десорбованого за 200 та 800 °С з прокородованої за 80 (а) та 120 (б) °С сталі 08Х18Н10Т за різних парціальних тисків сірководню

На відміну від сталі 09Г2С швидкість корозії сталі 08Х18Н10Т у модельній морській воді за температури 80 °С при збільшенні парціального тиску сірководню з 0 до 5 атм майже не змінюється (рис. 1, а) і знаходиться в межах 0,011...0,015 мм/рік. Кількість десорбованого водню за p_{H_2S}=0,2 атм становить 3,0 см^3/дм^2 (рис. 4, а). Подальше зростання парціального тиску сірководню до 5 атм призводить до збільшення його кількості в сталі до 4,7 см^3/дм^2. За відсутності в системі сірководню наводнення сталі не спостерігається. Слід зазначити, що зростання загальної кількості десорбованого водню відбувається, в основному за рахунок фракції C_{H800} (рис. 4, а), а кількість дифузійно рухливого водню змінюється мало.

Визначено, що швидкість корозії сталі 08Х18Н10Т у деаерованій морській воді за парціального тиску сірководню 1 атм (рис. 3, а) за температури 25°С складає 0,079 мм/рік. За 80 °С вона зменшується до 0,011 мм/рік, а при подальшому збільшенні температури до 120 °С залишається практично незмінною. Тобто підвищення температури з 25°С до 50...120 °С призводить до зменшення швидкості корозії в ~ 7 разів. Це очевидно пов'язано з утворенням на поверхні сталі за вищих температур більш щільних плівок продуктів корозії, які перешкоджають доступу середовища до поверхні сталі.

За p_{H_2S} = 1 атм загальна кількість десорбованого водню (рис. 3, в) при збільшенні температури з 25 до 80 °С зменшується з 6,4 до 3,7 см^3/дм^2. Підвищення температури до 120 °С призводить до зростання його кількості до 5,1 см^3/дм^2. Причому, така зміна відбувається в основному за рахунок водню, який має більшу енергію зв'язку з металом. Що стосується дифузійно рухливого водню, то його кількість змінюється незначно за всіх досліджених температур і дорівнює 1,1...1,5 см^3/дм^2.

За 120 °С швидкість корозії сталі 08Х18Н10Т практично не змінюється в інтервалі p_{H_2S} =1...5 атм (рис. 1, б) і знаходиться в межах 0,011 до 0,012 мм/рік і є приблизно на порядок меншою, ніж для сталі 09Г2С. Зростання p_{H_2S} від 0 до 5 атм призводить до зменшення (з 7,6 до 3,6 см^3/дм^2) кількості водню в сталі (рис. 4, б). Найбільший вклад в це вносить фракція дифузійно-рухливого водню (з 1,5 до 0,2 см^3/дм^2). Кількість водню фракції C_{H800} залишається практично незмінною.

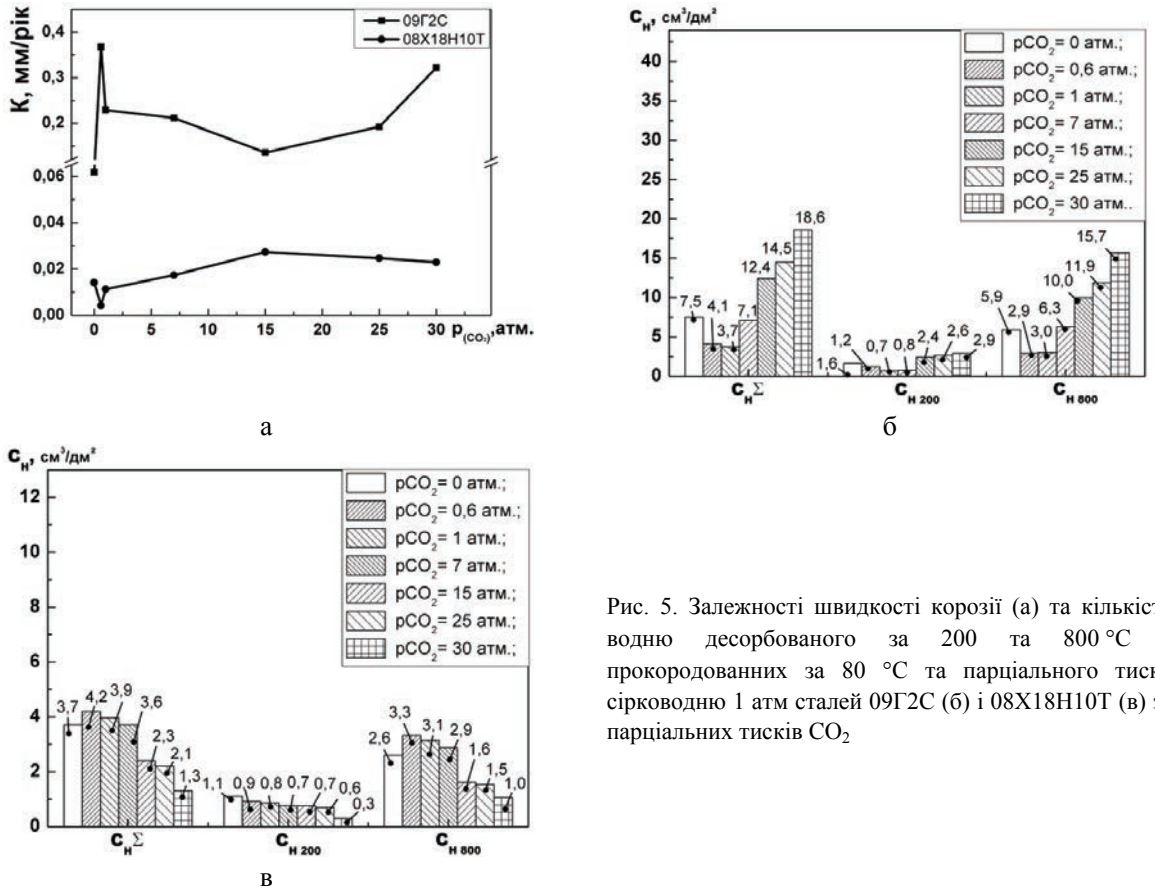


Рис. 5. Залежності швидкості корозії (а) та кількість водню десорбованого за 200 та 800 °С з прокородованних за 80 °С та парціального тиску сірководню 1 атм сталей 09Г2С (б) і 08Х18Н10Т (в) за парціальних тисків CO_2

Зараз корозія сталей в сірководневих розчинах з добавками CO_2 виходить на перший план, що пов'язано з його додаванням для підвищення нафтовіддачі пластів та з експлуатацією глибоких родовищ природного газу, які містять вуглекислий газ [10]. Дослідження показали, що вже незначні добавки вуглекислого газу (до p_{CO_2} = 0,6 атм) в ~ 6 разів збільшує швидкість корозії сталі 09Г2С в ММВ за p_{H_2S} =1 атм (рис. 5, а). Дальніше збільшення p_{CO_2} призводить до деякого зниження швидкості корозії, яка за p_{CO_2} =1...25 атм знаходиться в межах 0,17...0,20 мм/рік з наступним зростанням за p_{CO_2} =30 атм до 0,34 мм/рік.

Добавка вуглекислого газу в незначних кількостях (0,6...1,0 атм) майже в 2 рази зменшує наводнення сталі 09Г2С (рис. 5, б). Подальше збільшення P_{CO_2} сприяє сильнішому наводненню (до 18,6 см^3/дм^2 при 30 атм), причому вклад дифузійно рухливого водню незначний і змінюється зі збільшенням надлишкового CO_2 тиску незначно.

На корозію та наводнювання сталі 08Х18Н10Т добавки вуглекислого газу впливають в значно меншій мірі (рис. 5, а). Так, при збільшенні p_{CO_2} з 0 до 15 атм її швидкість монотонно збільшується з 0,01 до 0,03 мм/рік і в подальшому майже не змінюється. Кількість абсорбованого водню залишається практично незмінною (рис. 5, в) в інтервалі p_{CO_2} від 0 до 7 атм і знаходиться в межах 3,7...4,2 см^3/дм^2.

Зростання тиску до 15 атм зменшує його кількість приблизно вдвічі, а за 30 атм – до 1,3 $см^3/дм^2$. В основному, як і в сталі 09Г2С, це відбувається за рахунок фракції C_{H800}.

Дослідження опірності корозійно-механічному руйнуванню та наводнюванню сталі 09Г2С показали, що за температури 80 °С та p_{H_2S}=0..5 атм та навантаженнях 250...300 МПа спостерігається поява мікротріщин < 100 мкм та водневе пухиріння сталі. Так, за p_{H_2S} 0 і 0,2 атм збільшення навантаження не призводить до суттєвої зміни кількості тріщин. Збільшення p_{H_2S} до 1 атм призводить до зростання кількості тріщин, переважно коротких (< 50 мкм). Істотне збільшення їх кількості спостерігається при навантаженні 300 МПа. За цих умов також появляються тріщини довжиною понад 100 мкм. За p_{H_2S} =3...5 атм тріщин не виявлено, натомість спостерігається лише пухиріння сталі.

Кількість пухирів та їх загальна площа зі збільшенням навантаження зменшується за всіх тисків. За тиску 0,2 атм спостерігаються лише пухирі розміром до 0,1 мкм. При p_{H_2S}=3 атм їх кількість майже не змінюється, проте появляються пухирі більшого розміру (до 1 мкм). Збільшенні тиску до 5 атм призводить до суттєвого зростання кількості малих пухирів і появи значно більших (до 4 мкм.). Слід зазначити, що їх кількість розміром до 0,1 мкм за навантаження 300 МПа є приблизно на порядок меншою, ніж за менших навантажень. Натомість появляються пухирі розміром 3...4 мкм. Слід відмітити збільшення покритої пухирями площі при зростанні p_{H_2S} за всіх навантажень і її зменшення зі зростанням навантаження за однакових p_{H_2S}.

Подібна закономірність спостерігається і за температури 120 °С. Але кількість мікротріщин, особливо розміром більше 50 мкм є більшою. Також спостерігається пухиріння за p_{H_2S}=3 атм, чого не було за 80 °С.

Збільшення температури від 25 до 120 °С за p_{H_2S}=1 атм призводить до зростання кількості тріщин в 2...3 рази за всіх навантажень, особливо розміром до 100 мкм. Кількість тріщин, розмір яких перевищує 100 мкм зростає незначно.

З ростом температури спостерігається зменшення пухиріння. Так для p_{H_2S}=1 атм пухирі проявляються лише за 25 і незначно за 50 °С. Причому за 50 °С спостерігається пухиріння лише за навантаження 250 МПа.

Вплив вуглекислого газу на виникнення тріщин і пухиріння вивчали за температури 80 °С та p_{H_2S} =1 атм. Показано, що додавння вуглекислого газу (0,6 атм) збільшує кількість тріщин, порівняно з його відсутністю. Проте збільшення p_{CO_2} до 1 атм зменшує кількість тріщин, яка залишається практично незмінною до p_{CO_2} =25 атм. При його збільшенні до 30 атм кількість тріщин зростає. Пухиріння сталі в присутності CO_2 не спостерігається.

За умов проведених досліджень сталі 08Х18Н10Т мікротріщин не виявлено і пухиріння не спостерігається.

Висновки

За 80°С сірководень за парціального тиску p_{H_2S}= 0,2…5 атм збільшує швидкість корозії сталі 09Г2С у модельній морській воді в 3,7…10,0 разів, а кількість водню в металі до ~ 7,5 $см^3/дм^2$. За 120°С сірководень практично не впливає на швидкість корозії цієї сталі, однак за p_{H_2S} = 1 атм її наводнювання зростає до 13,1 і надалі знижується за зростання p_{H_2S} до 3,2…4,5 $см^3/дм^2$. Встановлено, що за 80 та 120°С сірководень за парціального тиску p_{H_2S} = 1…5 атм практично не впливає на швидкість корозії сталі 08Х18Н10Т у модельній морській воді, і сприяє незначному її наводнюванню (3,0…5,1 $см^3/см^2$).

Підвищення температури середовища до 120°С за p_{H_2S} = 1 атм знижує швидкість корозії сталі 09Г2С в 5…6 разів, а сталі 08Х18Н10Т – в ~7 разів. При цьому наводнювання низьколегованої сталі зменшується в 2…4 рази, а нержавіючої – всього на 20…40 %. За температури 50…120°С кількість дифузійно-рухливого водню в цих сталях різко знижується, а наводнювання визначається воднем з вищою енергією зв'язку з металом.

Наявність вуглекислого газу в сірководневому середовищі (p_{H_2S} = 1 атм) за 80ºС підвищує швидкість корозії сталей 09Г2С в 3…6 разів та 08Х18Н10Т – в ~3 рази в модельній морській воді. За P_{CO2} = 7…30 атм наводнювання низьколегованої сталі зростає, а нержавіючої знижується.

Встановлено, що кількість водневих пухирів на сталі 09Г2С та їх загальна площа зі збільшенням навантаження від 250 до 300 МПа та темпераутури зменшується, а кількість мікротріщин зростає. На ненавантажених зразках спостерігається лише пухиріння. Збільшення температури від 25 до 120 °С за p_{H_2S}=1 атм призводить до зростання кількості тріщин в 2...3 рази і до зменшення пухиріння.

Відтак сталь 09Г2С за умов експлуатації обладнання p_{H_2S} = 1…5 атм, p_{CO_2} = 0,6…30 атм, температур 25…120ºС та навантажень σ ≥ 250 МПа використовувати не рекомендується. Нержавіючу сталь 08Х18Н10Т можна рекомендувати для виготовлення обладнання, що експлуатується за таких умов.

1. Кузнецов В.В., Халдеев Г.В., Кичигин В.И. Наводороживание металла в электролитах – М.: Машиностроение, 1993.
2. *Кеше Г.* Коррозия металлов. Физико-химические принципы и актуальные проблемы. Пер. с нем. под ред. акад. Колотыркина Я.М., д.х.н. Лосева В.В. М., «Металлургия», – 1984, – 400 с.
3. *Радкевич О.И., Похмурский В.И.* Влияние сероводорода на работоспособность материалов и оборудования газодобывающих промышленностей // Физ.-хим. механика материалов.– 2001.– № 2.– С. 157-168.
4. *Колотыркин Я.М*. Питтинговая коррозия металлов. \\ Москва-Химическая промышленность, 1963, № 3, стр. 38–46.
5. *Иофа З.А*. О механизме действия сероводорода и ингибиторов на коррозию железа в кислых растворах. \\ Защита металлов, – 1980, т.16, № 3, – С. 295–300.
6. *Гетманский М.Д., Рождественский Ю.Г., Худякова Л.П., Низамов К.Р*. Л-окальная коррозия нефтегазопромыслового оборудования в сероводородсодержащих минерализованных средах \\ РНТС ВНИИОЭНГ «Коррозия и защита в нефтегазовой промышленности». – 1981, № 11, – С. 2.
7. *Негреев В.Ф*. Коррозия оборудования нефтяных промыслов Баку. АзНефтьИздаг.: 1951, – с. 141–143, 279
8. *Влияние* водорода на хрупкость конструкционных сталей и сварных соединений / И.К.Походня, В.И. Швачко, С.А. Коротченко и др. // Автомат. Сварка.– 1989.– № 5. – С. 1–4.
9. *Реформатская И.И., Флорианович Г.М*. Влияние сульфидных включений в углеродистых и низколегированных сталях на их склонность к локальной коррозии. \\ Вестник ТГУ, 1999, т. 4, вып. 2, с. 136–137
10. *Zhao G.X, et al*., 'Formation Characteristic of CO_2 Corrosion Product layer of P110 Steel Investigated by SEM and Electrochemical Technique'. Iron and steel research International, Year 2009. **16**(4): p. 89-94

ПРОЕКТ 3.5

Розроблення технології синтезу та випуск дослідної партії інгібіторів корозії та солевідкладення на основі переробки відходів деревообробної промисловості та їх впровадження для підвищення довговічності теплоенергетичного обладнання

УДК 620.197.3

РОЗРОБЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ СИНТЕЗУ ІНГІБІТОРІВ НА ОСНОВІ ЕКСТРАКТІВ ДУБОВОЇ СТРУЖКИ ТА ДОСЛІДЖЕННЯ ЇХ ЗАХИСНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ У ВОДІ ТА 5 % РОЗЧИНІ HCl

З.В. СЛОБОДЯН, Л.А. МАГЛАТЮК, кандидати техн. наук, **Р.Б. КУПОВИЧ,** провідний інженер
(Фізико-механічний ін-т ім. Г.В.Карпенка НАН України)

Розроблена методика ефективного виділення екстрактів з кори та стружки дуба (Quercus robur) та технологія синтезу синергічних композицій на їх основі. Отримані екстракти та композиції захищають середньовуглецеві сталі від корозії у воді та 5 % соляній кислоті на 80…95 %. Найефективнішою є композиція ТИС-4, яка містить неорганічний та органічний синергісти. Електрохімічними дослідженнями встановлено, що під впливом цих інгібіторів на поверхні сталі формується хемосорбційна плівка, внаслідок чого зростає поляризаційний опір, опір переносу заряду, підвищується енергія активації корозії та гальмуються обидві електродні реакції. Адсорбція екстрактів на поверхні сталі описується ізотермою Ленгмюра. Розроблені композиції є інгібіторами змішаної дії та ефективні у водах середньої твердості та у соляній кислоті. Інгібітори гальмують процес солевідкладення, сприяють усуненню відкладів солей твердості з поверхні сталі, підвищують опір середньовуглецевих сталей корозійно-втомному руйнуванню в нейтральних середовищах. Розроблений технологічний регламент на синтез інгібітора ТИС-4, випущена його дослідна партія. Інгібітор впроваджений на підприємствах ТзОВ «ТЕРРА ФУД».

Ключові слова: *швидкість корозії, «зелені» інгібітори на основі рослинної сировини, ступінь захисту, густина струму, поляризаційний опір, константи Тафеля, енергія активації.*

Україна серед європейських держав є найменш забезпеченою власними водними ресурсами, і це при тому, що витрати води на одиницю виробленої продукції перевищують аналогічні показники у розвинутих країнах у 2,5–4,2 рази [1]. Не зважаючи на загальне зменшення кількості підприємств, промислове споживання води в Україні в останнє десятиліття зросло у 21 раз, займаючи 46 % від загального водозабору, знизилося її повторно-зворотнє використання, безповоротні втрати досягли майже половини всього спожитого об’єму [2].

Дієвим методом зниження витрат води є переведення систем теплообміну на закриті цикли [3]. Але при цьому зростає солевміст теплоносія, що неминуче посилює корозію та солевідкладення, які часто супроводжуються ще й біокорозією та корозійно-механічним руйнуванням відповідальних вузлів теплообмінних систем [4]. В результаті не тільки погіршується якість продукції, але й внаслідок руйнування обладнання завдаються матеріальні та екологічні збитки.

Одним з найпростіших способів вирішення цих проблем є застосування технологій інгібіторного захисту. Але у зв’язку з різким загостренням екологічної ситуації в промзонах зросли вимоги і до екологічної безпечності інгібіторів. Саме тому останнім часом посилену увагу дослідників привертають так звані «green inhibitors» – сполуки та композиції, отримані з рослинної сировини [5]. Такі інгібітори не мають взагалі або мають несуттєвий негативний вплив на навколишнє середовище, є немутагенними, неканцерогенними продуктами, що швидко біодеградують [6]. Найбільше зацікавлені інгібіторами на основі рослинної сировини країни з її великими запасами [7, 8]. Розроблені інгібітори для алюмінію та сталі на основі екстрактів з листя опунції [9], гібіскусу, чаю, барбарису в соляній, фосфорній та сірчаній кислотах [10], розмарину в хлоридних розчинах [11], рицини в кислих середовищах [12]. Екстракт лавсонії як інгібітор змішаної дії захищає від корозії сталь, нікель і цинк у лужному, кислому та нейтральному

© З.В. СЛОБОДЯН, Л.А. МАГЛАТЮК, Р.Б. КУПОВИЧ, 2015

середовищах [13].

Основними компонентами рослинних екстрактів є поліфеноли, флавоніди, диглюкозиди, заміщені нафтохінони, амінокислоти та ін. Інгібіторні властивості цих сполук, функціональні групи яких містять N, O, S, P, подвійні зв'язки, ароматичні кільця, визначаються їх здатністю адсорбуватись на поверхні металу [14]. Часто основною діючою речовиною є суміш природних танінів з широким діапазоном молекулярних мас 500…3000.

Синтетичні таніни як інгібітори корозії відомі давно [15], але їх широко не застосовували через високу ціну, специфічність захисної дії тощо. Відходи переробки місцевої деревини (кора, стружка та тирса бука, дуба, каштана, горіха) містять достатню кількість танінів [16], однак виділення останніх потребує розроблення або принаймні удосконалення відповідних методик, а застосування – вивчення механізму їх впливу на корозію та солевідкладення.

Мета роботи – розробити ефективний інгібітор комплексної дії на основі переробки відходів деревообробної промисловості для захисту теплообмінного обладнання від корозії та солевідкладення, технологію та технологічний регламент на його синтез та випустити дослідну партію інгібітора.

Для досягнення мети були поставлені наступні наукові завдання:

1) розробити продуктивні методи екстракції активних складників із кори та стружки дуба;
2) синтезувати на їх основі комбінаційні інгібітори;
3) дослідити їх протикорозійні властивості в нейтральних та кислих середовищах ;
4) вивчити механізм захисної дії розроблених інгібіторів;
5) виявити можливість їх використання для підвищення опору середньовуглецевих сталей корозійно-втомному руйнуванню.

Матеріали та методики досліджень. Матеріалами слугували стружка і кора дуба звичайного (*Quercus Robur*) та для порівняння листя чаю Camellia sinensis [10], зразками - сталь 20 і сталь 35 (стан постачання), а корозивним середовищем – водогінна вода м. Львова (загальна твердість 5,9 мг-екв/л, pH 6,8) та 5 %-ий водний р-н HCl.

Підготовка сировини до екстракції. Зразки Quercus robur та Camellia sinensis витримували в сушильній шафі за температури 70ºС до постійної маси. Далі висушені і помелені на кульковому млині зразки просіювали через сито. Подрібненість становила 120 та 140 меш.

Хід екстракції. Екстракцію здійснювали в скляній колбі об'ємом 500 мл зі зворотним холодильником за таких умов: співвідношення вихідна сировина/розчинник 1:25, час екстракції 2 год від початку кипіння суміші, температура 97ºС. Розчинником слугувала суміш дистильованої води та етилового спирту (7:2). Після закінчення екстрагування суміш фільтрували через фільтрувальний папір № 1 і промивали гарячим розчинником.

Можливе додаткове попереднє обезжирювання екстракту Camellia sinensis в апараті Сокслета за методикою [17] для уникнення злипання між собою кристалів кінцевого продукту та кращого розчинення у воді.

Кондиціонування. Отримані водно-спиртові екстракти висушували в два етапи: відганяли азеотропну суміш та воду за температур 92º…98ºС; концентрат висушували за температури 70ºС в сушильній шафі впродовж двох днів до отримання кристалічної форми екстрагованої речовини. Кристалічна форма отриманих екстрактів дала можливість ранжувати захисні властивості інгібіторів за концентраціями. Вихід кінцевого продукту залежить від способу екстракції і може становити 48…56 % [16, 17]. Композиції на основі отриманих екстрактів синтезували, додаючи різні співвідношення неорганічних (наприклад, високомодульні силікати) або органічних (похідні α-аміноянтарної (АЯК) або L-α-аміно-β-меркаптопропіонової кислот (АМПК)) сполук.

Корозійні та електрохімічні дослідження. Експерименти проводили за температур 20º, 30º та 40ºС. Швидкість корозії K_m (г/см^{2}год) визначали гравіметрично та розраховували за формулою

$$K_m = (m_1\text{-}m_2) / S\cdot\tau, \qquad (1)$$

де m_1 – початкова вага зразка, г; m_2 – вага зразка після експозиції в корозивному середовищі та усунення продуктів корозії, г; S – загальна площа зразка, см^2; τ – час експозиції зразка в корозивному середовищі, год.

Захисний ефект інгібітора (ступінь захисту Z) розраховували за формулою

$$Z, \% = (K_m - K_i / K_m) \cdot 100\ \%, \quad (2)$$

де K_m і K_i – швидкість корозії в неінгібованому та інгібованому середовищах, відповідно.

Ступінь заповнення поверхні сталі інгібітором θ' визначали, базуючись на адсорбційній моделі Хрістова і Попова [18]:

$$\theta' = (K_m - K_i / K_m) = Z\,\theta, \quad (3)$$

де θ – максимальне покриття поверхні ($\theta = 1$).

Електрохімічні дослідження виконували на потенціостаті IPC-Pro, робочий електрод – циліндричний зразок сталі 20 з робочою поверхнею 0,0628 cm^2, електрод порівняння – насичений хлор-срібний. Розгортка потенціалу становила 1 мВ/с. Константи Тафеля визначали графічно-аналітичним методом [19].

Зміщення адсорбційного потенціалу $\Delta\Psi_1$ розраховували за формулою:

$$\Delta\Psi_1 = \Delta E / [1 - b_c\, b_a / (b_c + b_a)\, b_0], \quad (4)$$

де ΔE – зміщення потенціалу корозії в присутності інгібітора, b_c b_a – константи Тафеля, $b_0 = 2{,}3\ R\ T / F = 0{,}059$.

Поляризаційний опір визначали так:

$$R_n = 2{,}3\ b_c\, b_a / (b_c + b_a) \quad (5)$$

Енергію активації E_{act} розраховували з рівняння Арреніуса:

$$E_{act} = [R\ T_1\ T_2\ 2{,}3 \lg K_2 / K_1] / (T_2 - T_1), \quad (6)$$

де R – універсальна газова стала, T_1, T_2 – абсолютні температури корозивного середовища.

Опір сталі 35 корозійно-втомному руйнуванню вивчали на циліндричних зразках (∅ = 5 мм) на машинах ІМА-5 чистим згином з крученням. Зміна напружень в зразку проходила за гармонійним синусоїдальним законом і симетричним циклом [20]. Корозійне (вода м. Львова) та інгібоване середовища до зразка подавали з резервуару через силіконову трубку краплями, частота яких сягала 10-15 крапель/хв. База випробувань 50 млн. циклів. Криві втоми представлені в напівлогарифмічних координатах $\sigma - lg$ N. Концентрація інгібітора – 2 г/л.

Результати та обговорення. Встановлено, що з підвищенням дисперсності вихідного матеріалу (стружки та кори дуба) вихід екстракту збільшується, який за отримання його згідно з методикою знесмолювання сягає ~ 50 %. Отриманий продукт – коричневі кристалоподібні сегрегації, розчинні у воді за температури 40°С та в неорганічних кислотах за н. у.

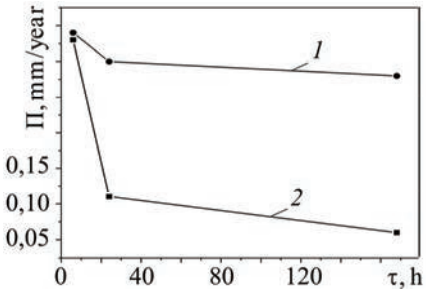


Рис. 1. Залежність глибинного показника *П* швидкості корозії сталі 20 від часу випробувань: *1* – у водогінній воді; *2* – з додатком 10^{-3} М таніну

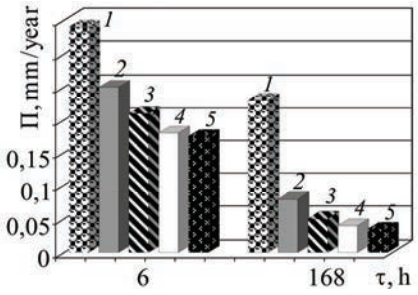


Рис. 2. Залежність глибинного показника *П* швидкості корозії сталі 20 у водогінній воді (*1*) від концентрації (г/$дм^3$) екстракту зі стружки дуба: *2* – 0,2; *3* – 0,4; *4* – 0,8; *5* – 1,0

Нейтральні середовища. Оскільки одним з активних складників таких екстрактів є танін, то їх інгібувальні властивості порівнювали з протикорозійною ефективністю товарного таніну з молекулярною масою 1700. Характерна особливість корозії в нейтральних середовищах – поступове зниження швидкості корозії сталі зі збільшенням часу випробувань (рис. 1, крива *1*). В присутності 10^{-3} М таніну ця закономірність зберігається (рис. 1, крива *2*). Ступінь захисту таніном сталі 20 у воді в перші 6 год випробувань невисокий і становить 39 %. Збільшення часу експозиції до 168 год знижує швидкість корозії сталі 20 в інгібованому середовищі у 4 рази, ступінь захисту при цьому сягає 72 %. Подібну закономірність спостерігали і в поведінці екстракту зі стружки дуба: у діапазоні досліджених концентрацій 0,2…1,0 г/$дм^3$ ефективність протикорозійного захисту сталі 20 зростає в 1,8–2,3 рази за

збільшення часу експозиції з 6 до 168 год (рис. 2). Крім того, підвищення концентрації інгібітора від 0,2 до 1 г/дм^3 сприяє сповільненню швидкості корозії.

Під впливом екстракту стаціонарні потенціали сталі 20 у водогінній воді зміщуються у бік від'ємніших значень, причому підвищення концентрації екстракту з 0,4 до 0,8 г/дм^3 майже не змінює їх кінцевих значень. Характер поляризаційних кривих сталі 20 в інгібованих середовищах (зменшення граничних дифузійних струмів на 16…38 %, збільшення значень обох констант Тафеля, зниження в 2,2–4 рази струмів корозії) вказує на змішану природу захисної дії екстракту (рис. 3, табл. 1). Спостерігали поступове зростання поляризаційного опору із підвищенням концентрації інгібітора (рис. 4). Тенденція зміщення адсорбційного потенціалу під впливом різних концентрацій екстракту є аналогічною (табл. 1). Як і за масометричного визначення концентраційної залежності ефективності інгібітора, отримані електрохімічні результати підтверджують цю залежність.

Таблиця 1. Електрохімічні характеристики сталі 20 у водогінній воді та за присутності інгібіторів

Середовище	C, г/дм^3	$-E_{corr}$, мВ	$\Delta\Psi_1$, мВ	$i_{corr}\cdot10^3$, мА/см^2	Константи Тафеля, мВ		R_p, Ω·см^2
					b_c	b_a	
H_2O	–	483	–	4,0	50,3	53,3	591
екстракт	0,2	540	91,9	1,8	50,3	60,1	630
	0,4	645	111,8	1,2	52,8	63,0	660
	0,8	652	138,9	1,0	60,3	63,3	710

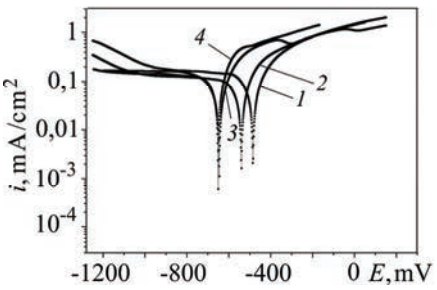


Рис. 3. Поляризаційні криві сталі 20 у водогінній воді (*1*) та з додатком екстракту зі стружки дуба: *2* – 0,2 g/dm^3; *3* – 0,4; *4* – 0,8

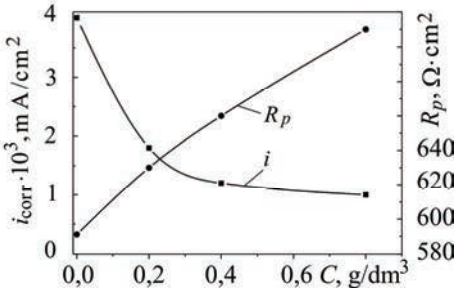


Рис. 4. Залежність густини струму корозії та поляризаційного опору сталі 20 у воді від концентрації екстракту зі стружки дуба

Отримані результати свідчать, що механізм захисної дії екстракту зі стружки дуба – хемосорбційний, з можливим утворенням фазової плівки [21].

Вплив неорганічних та органічних синергістів на корозійну тривкість сталі 20.

Високомодульний силікат [mNa$_2$O·nSiO$_2$·5H$_2$O], вибраний як потенційний синергіст, по-різному впливає на швидкість корозії сталі у водогінній воді: в діапазоні концентрацій $5\cdot10^{-4}$…10^{-3} М він захищає сталь несуттєво (коефіцієнт гальмування γ = 1,1…1,64). Подальше збільшення концентрації значно посилює захисні властивості силікату: коефіцієнт гальмування зростає до 13,1…18,7 (табл. 2). Стаціонарний потенціал сталі 20 порівняно з E_{st} у воді за низьких концентрацій силікату зміщується у бік від'ємніших значень, а за високих (10^{-2} М) – у бік позитивніших (табл. 3). Густини струмів корозії сталі 20 в присутності силікату різної концентрації є сумірні з густинами струмів корозії цієї сталі у воді, що, на перший погляд, суперечить результатам, отриманим внаслідок гравіметричного аналізу. Останні корелюють з граничними дифузійними струмами, які зменшуються зі збільшенням концентрації силікату (рис. 5).

Таким чином, екологічно безпечний високомодульний силікат може бути індивідуальним інгібітором середньовуглецевих сталей у водних середовищах за високих концентрацій (10^{-2}) або синергістом у композиціях за низьких концентрацій [22].

Похідні АЯК або АМПК за концентрації 0,2 г/дм^3 та після 6 год випробувань виявляють помірні захисні властивості стосовно сталі 20 у водогінній воді (рис. 6). Ступінь захисту становить відповідно 49 та 85 %.

На основі екстракту зі стружки дуба синтезували чотири композиції: ТИС-1 та ТИС-2 з додатком різних концентрацій високомодульного силікату, ТИС-3 з використанням АМПК та ТИС-4 зі сумішшю

обох додатків. Результати масометричних випробувань їх захисних властивостей (0,8 г/дм^3) упродовж 168 год показані на рис. 8.

Таблиця 2. Вплив концентрації [mNa$_2$O·nSiO$_2$·5H$_2$O] на швидкість корозії сталі 20 у водогінній воді (T = 22°C, τ = 168 год)

Середовище	C, М	τ, год	K_m·10^5, г/(см^2·год)	Глибинний показник, мм/рік	Z, %	γ, рази
[mNa$_2$O·nSiO$_2$·5H$_2$O]	5·10^{-4}	168	1,20	0,13	8,4	1,1
	10^{-3}		0,80	0,08	38	1,64
	5·10^{-3}		0,1	0,15	92	13,1
	10^{-2}		0,07	0,01	95	18,7
H$_2$O	–	168	1,31	0,15	–	–

Таблиця 3. Електрохімічні характеристики сталі 20 у воді та в присутності [mNa$_2$O·nSiO$_2$·5H$_2$O] різної концентрації

Середовище	C, М	E_{corr}, мВ	i_{corr}, мА/см^2	i_d, мА/см^2	Константи Тафеля, мВ	
					b_c	b_a
[mNa$_2$O·nSiO$_2$]·5H$_2$O	5·10^{-4}	546	0,011	0,29	63	53
	10^{-3}	600	0,011	0,26	56	51
	10^{-2}	292	0,009	0,09	87	61
H$_2$O	–	483	0,01	0,5	58	58

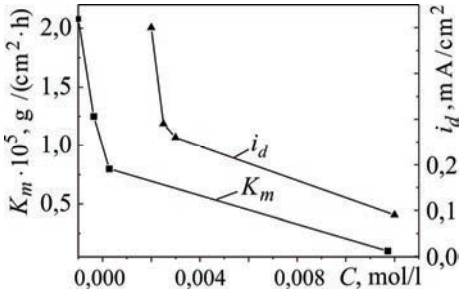


Рис. 5. Залежність гравіметричного показника швидкості корозії та граничного дифузійного струму сталі 20 від концентрації інгібітора [mNa$_2$O·nSiO$_2$·5H$_2$O]

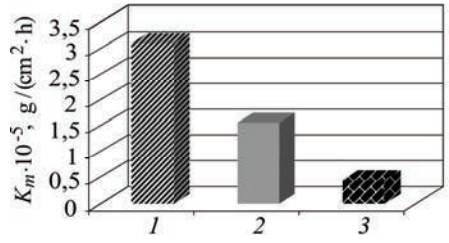


Рис. 6. Швидкість корозії сталі 20 у водогінній воді (*1*) та в присутності 0,2 г/дм^3 АЯК (*2*) і АМПК (*3*)

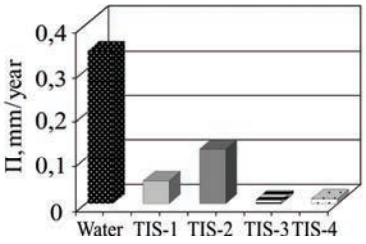


Рис. 7. Швидкість корозії сталі 20 у воді та в присутності композицій ТИС

Таблиця 4. Показники ефекту синергізму S в інгібіторних композиціях ТИС (T = 22°C, τ = 6 год, концентрація 0,8 г/дм^3)

Середовище	K_m·10^5, г/(см^2·год)		S
H$_2$O	K_0	3,1	–
екстракт	K_1	1,6	–
силікат	K_2	0,82	–
ТИС-1	K_3	0,13	3,26
АМПК	K_2	0,44	–
ТИС-3	K_3	0,07	3,2
ТИС-4	K_3	0,07	2,65

Як і за екстракту зі стружки дуба, ефективність композицій зростає з підвищенням часу експозиції (рис. 8). Найефективнішою є композиція ТИС-4, захисні властивості якої майже не змінюються в дослідженому часовому діапазоні. Розраховані показники синергізму *S* (табл. 4) підтверджують взаємопідсилення інгібувальної дії окремих компонентів у всіх трьох композиціях ТИС за досліджених концентраційних співвідношень.

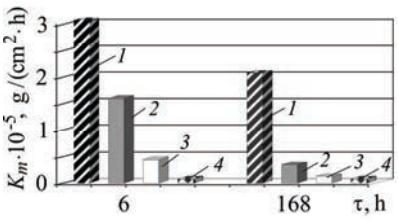


Рис. 8. Швидкість корозії сталі 20 у водогінній воді (*1*) та з додатками екстракту зі стружки дуба (*2*), ТИС-1 (*3*), ТИС-4 (*4*)

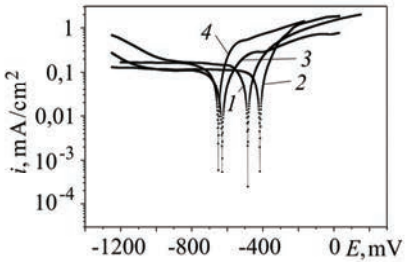


Рис. 9. Поляризаційні криві сталі 20 у водогінній воді (*1*) та з додатками ТИС-1 (*2*), ТИС-4 (*3*), екстракту зі стружки дуба (*4*)

Механізми захисної дії композицій дещо різняться між собою. Так, стаціонарний потенціал сталі 20 в присутності композиції з неорганічним компонентом ТИС-1 зміщується в бік менш від'ємних значень порівняно із водою та екстрактом (рис. 9, крива *2*), а в присутності композиції з органічним компонентом ТИС-3 або ТИС-4 (рис. 9, крива *3*) – у бік від'ємніших значень. Тобто органічний компонент підсилює катодну дію екстракту. Струми корозії при цьому зменшуються в 3–3,2 рази, граничні дифузійні струми на 25…30 %, а константи Тафеля зростають на 25…35 мВ (рис. 9). В присутності ТИС-4 спостерігаємо і більше гальмування анодної реакції. Тобто розроблені композиції, як і екстракт зі стружки дуба, є інгібіторами змішаної дії.

Енергію активації корозії сталі 20 у воді і в присутності екстракту та інгібітора ТИС-4 розраховували з температурних залежностей (25…40°С) швидкостей корозії. Приймаючи, що під час випробувань компромісний потенціал умовно постійний, розрахована E_{act} становить: у воді – 3500 кДж/моль·град; в присутності 0,8 г/дм^3 екстракту – 9169 кДж/моль·град, 0,8 г/дм^3 інгібітора ТИС – 11705 кДж/моль·град. Таким чином, утворення внаслідок адсорбції інгібіторів захисних плівок підвищує енергію активації корозії, сповільнюючи цим її швидкість

Кислі середовища. Як відомо, інгібовані розчини неорганічних та органічних кислот широко використовують для усунення солей твердості та продуктів корозії з поверхонь теплообміну котлів, конденсаторів та ін. [23]. Була досліджена можливість використання екстракту дубової стружки (№ 1) та для порівняння екстракту чайного листя (№ 2) в якості інгібіторів в промивному розчині 5 % HCl. Швидкість корозії сталі залежала від концентрації обох екстрактів: їх збільшення з 0,2 до 0,8 г/дм^3 веде до падіння K_m в 1,8–9,6 (№ 2) та в 2,8–7,8 (№ 1) разів. Зазначимо, що за концентрації 0,8 г/дм^3 ефективність протикорозійного захисту майже не відрізняється для обох екстрактів і становить 87…89 % (рис. 10).

Збільшення часу випроб від 3 до 9 год призводить до закономірного зростання швидкості корозії сталі (рис. 11). Під впливом екстрактів K_m знижується в середньому в 2,3–8,5 рази, причому за більшого часу експозиції інгібувальний захист ефективніший (рис. 12). За експозиції 3 год ефективність екстракту № 2 дещо вища, однак понад цей час відмінності між здатністю обох екстрактів гальмувати за однакової концентрації корозію вже нівелюються.

Під впливом екстрактів стаціонарний потенціал E_{st} сталі зміщується в бік від'ємніших значень, причому збільшення концентрації екстракту з 0,2 до 0,8 г/дм^3 майже не змінює кінцевих значень E_{st} (рис. 13, табл.5).

Струми корозії сталі 20 в інгібованих середовищах зменшуються в 2,5–3,9 рази, константи Тафеля зростають, збільшується в 1,5 – 2 рази поляризаційний опір. Отримані результати вказують на те, що обидва екстракти в кислому середовищі гальмують і катодну, і анодну реакції, причому ефективність екстракту чаю є вища, ніж екстракту дуба. Це узгоджується з результатами гравіметричних досліджень, одержаних за невеликого часу експозиції.

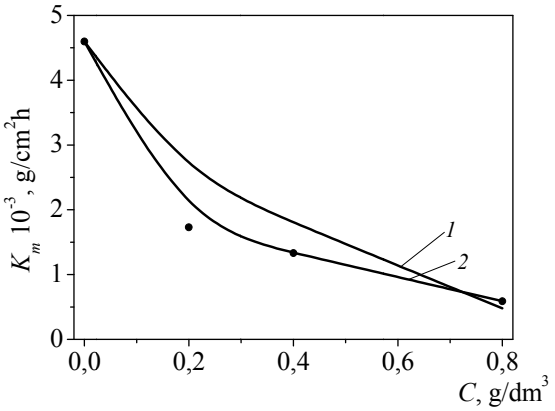


Рис. 10. Залежність швидкості корозії K_m сталі 20 в 5 %-ому р-ні HCl від концентрації C екстрактів: *1* – № 1; *2* – № 2

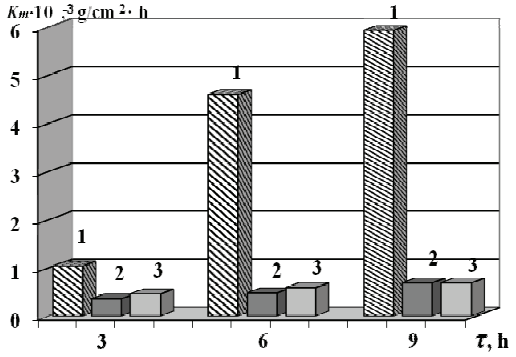


Рис. 11. Залежність швидкості корозії K_m сталі 20 в 5 %-ому розчині HCl та в присутності 0,8 г/дм^3 екстрактів від часу випробувань: *1* – 5 % р-н HCl; *2* –екстракт № 2; *3* –екстракт № 1

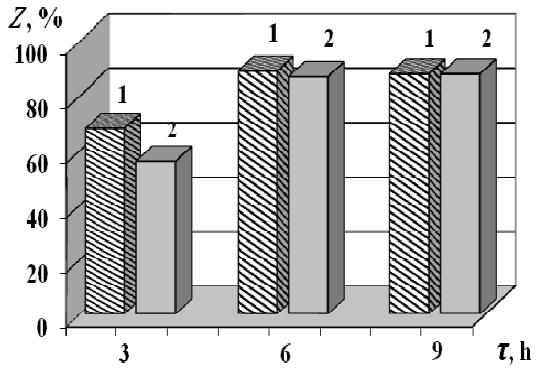


Рис. 12. Залежність ефективності інгібіторного захисту Z сталі 20 в 5 %-му р-ні HCl від часу експозиції: *1* – екстракт № 2; *2* – екстракт № 1

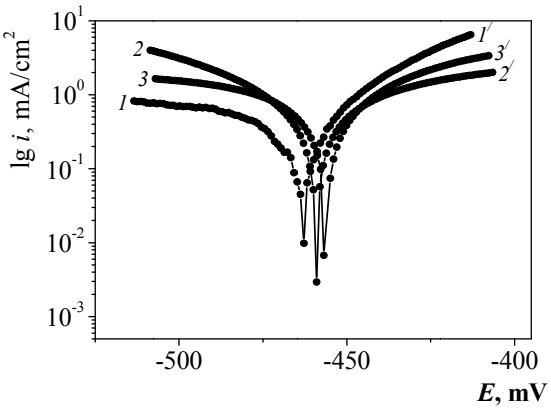


Рис. 13. Поляризаційні криві сталі 20 в 5 %-ому водному розчині HCl (*1, 1′*) та з додатком екстрактів: № 1 - (*2, 2′*) та № 2 - (*3, 3′*)

Електрохімічні показники швидкості корозії відображають первинні стадії взаємодії інгібованого середовища з поверхнею сталі. Очевидно, що причиною різної початкової ефективності однотипних досліджуваних інгібіторів є певні відмінності у їх хімскладі [24]. Триваліший контакт призводить, ймовірно, до формування стабільного адсорбційного шару, що в кінцевому результаті і вирівнює ефективність обох екстрактів за концентрації 0,8 г/дм^3.

На користь такого механізму свідчать зміни в подвійному електричному шарі: розраховані значення адсорбційного Ψ_1-потенціалу (табл. 5) вказують на можливість хемосорбції складових екстрактів. Крім енергетичного Ψ_1-ефекту, гальмування корозії додатково може бути результатом зміни константи швидкості процесу внаслідок зміни енергії активації E_{act}. Важливим показником ефективності впливу інгібіторів на електрохімічну корозію в широкому діапазоні температур є енергія активації E_{act} (табл. 5). В присутності екстрактів, концентрацією 0,8 г/дм^3, енергія активації зростає, що пов'язано із виникненням додаткового потенціального бар'єра, який створюється адсорбованими частинками на шляху переносу заряду [25].

Чутливість швидкості корозії сталі 20 до температурного впливу в дослідженому діапазоні (20º…40ºС) в інгібованих розчинах 5 % HCl є невисока (рис. 14) на відміну від фонового електроліту, що може вказувати на стабільність захисних властивостей утвореного адсорбційного шару.

Згідно з теорією процесів на неоднорідних поверхнях [25], енергія активації лінійно залежить від ступеня заповнення θ' поверхні сталі інгібітором. Відповідність θ' ступеню захисту Z дає можливість побудувати залежність θ'–$lg\ C$, базуючись на залежності Z–$lg\ C$ (рис.15 *a*, *b*). І хоча поверхню твердих металів вважають неоднорідною, однак, в багатьох випадках адсорбція інгібіторів на середньовуглецевих сталях у кислих середовищах підкоряється закономірностям ізотерми Ленгмюра, характерною для однорідних поверхонь [26]. Прямолінійність залежності θ'–$lg\ C$ дає змогу вважати, що адсорбція обох екстрактів на сталі описується ізотермою Ленгмюра $\theta' = b\ c\ /\ (1+ bc)$, де b – константа, що реалізується, коли зменшення енергії адсорбції компенсується силами притягання між адсорбованими молекулами на неоднорідній поверхні [27].

Таблиця 5. Електрохімічні характеристики сталі 20 у 5 %-ому розчині HCl в присутності інгібіторів

Середовище	C, г/дм^3	$-E_{corr}$, мВ	$\Delta\Psi_1$, мВ	i_{corr}, мА/см^2	Константи Тафеля, мВ		R_n, Ом·см^2	E_{act}, кДж/моль·г рад
					b_c	b_a		
5 % HCl	–	463	–	$2\cdot10^{-2}$	48	69	65,1	55,6
Екстракт № 1	0,8	459	12	$8\cdot10^{-3}$	70	93	91,9	74,0
Екстракт № 2	0,8	455	54	$6\cdot10^{-3}$	110	96	117,9	85,5

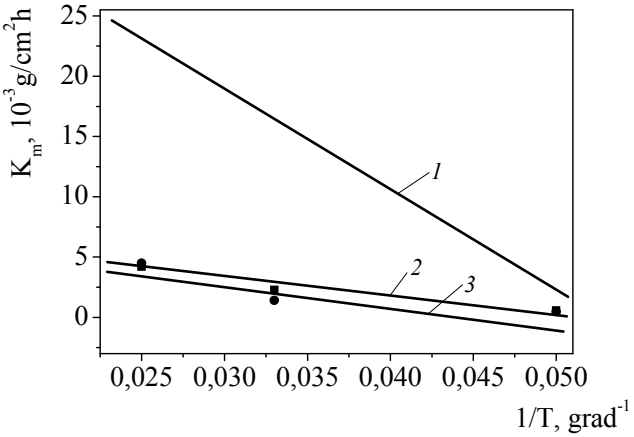
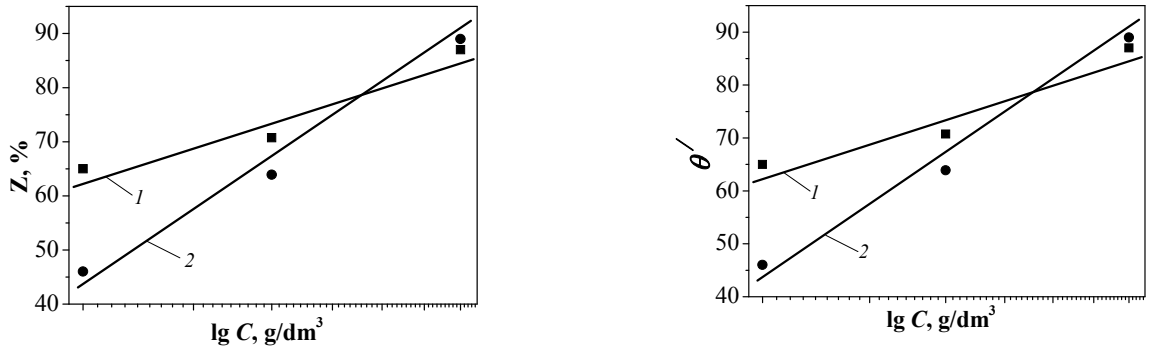


Рис. 14. Залежність швидкості корозії сталі 20 від температури в 5 %-ому р-ні HCl (*1*) та з додатком екстрактів: № 1- (*2*) та № 2 - (*3*)



a *b*

Рис. 15. Залежність ступеня захисту Z (*a*) та заповнення поверхні θ' (*b*) сталі 20 від концентрації C інгібіторів: *1* – екстракт № 1; *2* – екстракт № 2

*Вплив екстракту на корозійно-втомне руйнування сталі***.** Встановлено, що у воді опір сталі корозійній втомі значно нижчий, ніж на повітрі (рис. 16). Особливо це помітно на базі $5 \cdot 10^7$ циклів, де умовна границя втоми в 7 разів нижча порівняно з границею втоми на повітрі (криві 1 і 2). На високих рівнях напружень (> 220…240 МПа), де превалює більший вплив механічного фактора, різниця в опорі КВ на повітрі та у воді є значно меншою. Введення інгібітора у водне середовище впливає на опір сталі КВ (крива 3). Однак цей вплив є значно меншим, ніж його вплив на загальну корозію сталі у відсутності циклічних напружень. Так, коефіцієнт гальмування корозії сталі 35 за концентрації інгібітора 0,8 г/л становить 7,2, тоді як на базі $5 \cdot 10^7$ КВ він сягає лише 2,6. Але присутність інгібітора у воді міняє характер втомного руйнування.

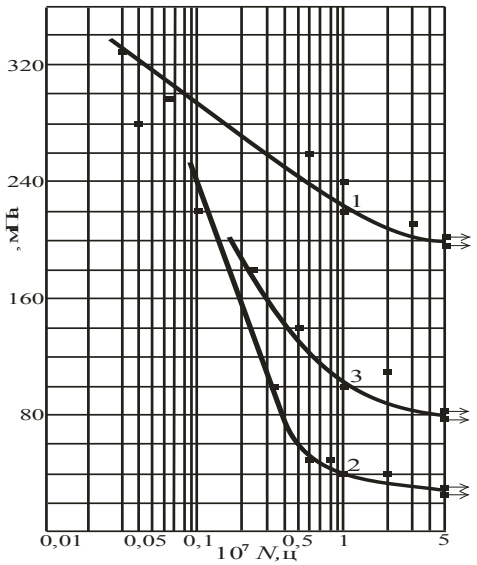


Рис. 16. Криві втоми: 1 – повітря; 2 – водогінна вода; 3 – вода + 2 г/л екстракту № 1

Таким чином, отримані дані дають підстави вважати екстракт дубової стружки та синергічні композиції на його основі ефективними інгібіторами корозії в нейтральних та кислих середовищах, в т.ч. і в умовах корозійно-втомного руйнування. Найефективнішим інгібітором комплексної дії є композиція ТИС-4. На виробництво композиції розроблені технологічний регламент, технологічна схема синтезу, подані основні характеристики розхідних матеріалів, напівпродуктів та продуктів, описані послідовність стадій, основні правила безпечного ведення процесу, розраховані норми витрат реагентів на 1 т продукції, матеріальний баланс, подана специфікація обладнання, випущена дослідна партія інгібітора. Отриманий продукт пройшов дослідно-промислову перевірку і впроваджений на підприємствах ТзОв «Терра Фуд», про що є відповідні акти.

Висновки

1. Розроблена методика синтезу та отримані екологічно чисті інгібітори на основі екстрактів зі стружки дуба. Встановлено, що ефективність захисту сталі 20 у воді екстрактом дубової стружки та інгібіторами на його основі зростає зі збільшенням часу експозиції. Найефективнішою є композиція ТИС-4, яка містить органічний та неорганічний синергісти.

2. Електрохімічними дослідженнями виявлено, що захисна дія екстрактів та інгібіторів на їх основі полягає у формуванні на поверхні сталі хемосорбційної плівки, що забезпечує гальмування обох електродних реакцій.

3. Показано, екстракти дубової стружки підвищують опір сталі 35 корозійно-втомному руйнуванню в середньому у 2…2,6 рази, змінюючи при цьому характер руйнування.

4. Встановлено, що екстракти дуба за концентрації 0,2…0,8 г/дм^3 є ефективними інгібіторами корозії сталі 20 у 5 %-ому розчині HCl. Зростання концентрації екстрактів та часу експозиції сприяє підвищенню ефективності захисту до 90 %. Екстракти та композиції на їх основі і в кислих середовищах є інгібіторами змішаної дії, яка полягає в прояві як енергетичного, так і кінетичного захисних ефектів.

5. На виробництво композиції ТИС-4 розроблений технологічний регламент, який включає технологічну схему синтезу, основні характеристики розхідних матеріалів, напівпродуктів та продуктів, опис послідовності стадій, основні правила безпечного ведення процесу, розрахунок норм витрат реагентів на 1т продукції, специфікацію обладнання. Розрахований матеріальний баланс синтезу, випущена дослідна партія інгібітора. Отриманий продукт пройшов дослідно-промислову перевірку і впроваджений на підприємствах ТзОв «Терра Фуд», про що є відповідні акти.

1. *Крисаченко В. С., Хилько М. І.* Екологія. Культура. Політика: Концептуальні засади сучасного розвитку. – К.: Знання, 2002. – С. 172–173.
2. *Климчин О. М.* Проблеми використання та охорони водних ресурсів регіону // Статистика України. – 2001. – № 1 (12). – С. 43–47.
3. *Закон* України «Про загальнодержавну програму розвитку водного господарства» // Відомості Верховної Ради . – 2002. – № 25. – 172 с.
4. *Слободян З. В.* Ингибиторная защита стали от коррозии, коррозионной усталости и солеотложения: Автореф. дис. … канд. тех. наук. – Львов, 1987. – 18 с.
5. *The natural* extract as scale and corrosion inhibitor for steel surface in brine solution / A. M. Abdel-Gaber, B. A. Abd-El-Nabej, E. Khamis, D. E. Abd-El-Khalek // Desalination. – 2011. – № 278. – P. 337–342.
6. *Raja P. B. and Seturaman M. G.* Natural products as corrosion inhibitors for metals in corrosive media // Materials Letters. – 2008. – № 62. – P. 113–116.
7. *Green* approach to corrosion inhibition of mild steel in two acidic solutions by extract of Punica granatum peel and main constituent / M. Behpour, S. M. Ghoreishi, M. Rhayatkashani, N. Soltani // Materials Chem. and Phys. – 2012. – № 131. – P. 621–633.
8. *Amitha B. E. Rani and Bharathi Bai J. Basu.* Green Inhibitors for Corrosion Protection of Metals and Alloys: An Overwiew // Int. J. of Corrosion. – 2012. – ID380217. – P. 1–15.
9. *Zucchi F. and Omar I. H.* Plant extracts as corrosion inhibitors of mild steel in HCl solution // Surface Technol. – 1985. – 24, № 4. – P. 391–399.
10. *Emeka E. Oquzie.* Evaluation of the inhibitive effect of some plant extracts on the acid corrosion of mild steel // Corros. Sci. – 2008. – № 50. – P. 2993–2998.
11. *Aqueous* extract of Rosmarinus officinalis as inhibitor of Al-Mg alloys corrosion in chloride solution / M. Kliskic, J. Radoservic, S. Gudic, V. Katalinic // J. of Applied Electrochem. – 2000. – 30, № 7. – P. 823–830.
12. *Eko-friendly* corrosion inhibitors: The inhibitive action of Delonix Regia extract for corrosion of aluminium in acidic media / O. K. Abiola, N. C. Oforka, E. E. Ebenso, N. M. Nwinuka // Anti-Corrosion Methods and Materials. – 2007. – 54, № 4. – P. 219–224.
13. *El-Etre A. Y., Abdallah M., and Tantawy Z. E.* Corrosion inhibition of some metels using lawsonia exstract // Corros. Sci. – 2005. – № 47. – P. 385–395.
14. *Неницеску К. Д.* Органическая химия. – М.: Иностр. лит., 1963. – Т. 2. – 1047 с.
15. *Алцыбеева А. И., Левин С. З.* Ингибиторы коррозии металлов. – Л.: Химия, 1968. – 262 с.
16. *Слободян З., Хабурський Я., Горак Ю.* Екстракти дубової кори – «зелені» інгібітори корозії середньовуглецевих сталей у нейтральних та кислих середовищах // Вісник ТНТУ. – 2012. – № 4 (68). – С. 73–80.
17. *Хабурський Я. М.* Особливості створення «зелених» інгібіторів корозії шляхом переробки рослинної сировини // Проблеми корозійно-механічного руйнування, інженерія поверхні, діагностичні системи: зб. XXIII відкр. наук.-техн. конф. молодих наук. і спец. – Львів: ФМІ НАНУ, 2013. – С. 189–192.
18. *Christov M.,* Popova A. Adsorption characteristics of corrosion inhibitors from corrosion rate measurements//Corrosion Science. – 2004. – 46 – P. 1613–1620.
19. *Антропов Л. И.* Теоретическая электрохимия. – М.: Высшая школа, 1969. – 510 с.
20. *Композиції* на основі екстрактів з кори та стружки дуба – інгібітори корозії середньовуглецевих сталей у воді/Слободян З. В., Маглатюк Л. А., Купович Р. Б., Хабурський Я. М.// Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2014. – 50, № 5. – С.58–66.
21. *Похмурський В.І.* , Хома М.С. Корозійна втома металів та сплавів. – Львів. – Сполом. – 2008. – 300 с.
22. *Слободян З.,* Маглатюк Л., Хабурський Я., Купович Р. Вплив високомодульних силікатів на корозійно-електрохімічні властивості сталі 20 у водогінній воді // Вісн. Терноп. держ. техн. ун-ту. – 2014. – 75. – № 3. – С. 121-127.
23. *ГДК 34.22.502–95.* Методичні вказівки. Хімічні очистки конденсаторів турбін і теплообмінних апаратів на теплових електростанціях. – К.: Мін-во енергетики та електрифікації України, 1997. – 38 с.
24. *Физер Л., Физер М.* Органическая химия. Углубленный курс. Под ред. докт. хим. наук Н.С. Вульфсона — М.: Химия, 1966. Т. 2. — 786 с.
25. *Тёмкин М. И.* Адсорбционное равновесие и кинетика процессов на неоднородных поверхностях и при взаимодействии между адсорбированными молекулами. – Журнал физической химии. – 1941. – 15, № 3. – С.296–302.
26. *Решетников С. М.* Связь адсорбционных и защитных свойств ингибиторов кислотной коррозии металлов // Защита металлов. – 1978. – 14. – С. 597.
27. *Хабурський Я.М.* Протикорозійні властивості екстрактів рослинної сировини в розчині соляної кислоти // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2015. – № 1. – С. 116–121.

ПРОЕКТ 3.6

Створення та дослідження протиобростаючих протикорозійних покриттів для захисту об'єктів тривалої експлуатації

УДК 667.636.2:678.604

СТВОРЕННЯ ТА ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОТИОБРОСТАЮЧИХ, ПРОТИКОРОЗІЙНИХ ПОКРИТТІВ ДЛЯ ЗАХИСТУ ОБ'ЄКТІВ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

Академік НАН України **Є.В. ЛЕБЕДЄВ, Н.М. ЛАСКОВЕНКО**, кандидат хім. Наук
(Інститут хімії високомолекулярних сполук НАН України)

Відображені науково-практичні результати по створенню та дослідженню проти обростаючих протикорозійних покриттів. Проведена оптимізація складу модифікованого поліуретану з аміновмісними антисептиками. Вивчено фізико-механічні, технологічні, протіобростаючі властивості, водостійкість, біостійкість поліуретанових покриттів. В водах Київського водосховища продовжуються обстеження поліуретанових композицій, модифікованих наноструктурированим олігомером силоксановой структури, как перспективних протиобростаючих протикорозійних покриттів.

Ключові слова: *антикорозійні поліуретанові покриття, модифікація, перхлорвініловий полімер, захисні властивості, плівкотвірні, цинк-наповнені, поліуретани,водостійкість,властивості, біостійкість, антисептик, протиобростання*

Постановка проблеми. Розробка протиобростаючих покриттів актуальна, оскільки застосування їх дасть можливіст збільшити ресурс роботи об'єктів тривалої експлуатації гідро- і атомних електростанцій зменшити собівартість теплової та електричної енергії. З усіх аспектів корозії найбільш привабливий мікробіологічний [1, 2]. Боротьба з біологічними перешкодами (у тому числі з обростанням при експлуатації різних пристроїв, визнаних з водопостачанням, водоспоживанням або водокористуванням, - важливе і складне завдання. Формування обростання на різних твердих субстратах у водному середовищі (корпус судна або трубопровід) процес цілком природний, а у водоймах завжди є передумови для розвитку обростання - зачатки організмів-обростувачів, їжа для них і т. п. [1-5]. Заходи боротьби з небажаними обростаннями повинні мати строго локальний характер і бути екологічно безпечними для інших гідробіонтів. Для боротьби з обростанням застосовуються різні способи [3- 7], які можна класифікувати як хімічні, фізичні, механічні і біологічні. Один из методів боротьби з обростанням - нанесення на поверхню захищуваного об'єкта антиобростаючих покриттів. Антиобростаючі фарби - спеціальні лакофарбові покриття, що запобігають розвитку прісноводного перифітону (водоростей і молюсків), а також гетеротрофних бактерій на зовнішній обшивці підводної частини судна, різних пристроїв, пов'язаних з водопостачанням, водоспоживанням і водокористуванням.

Результати та обговорення. Оптимізація складу модифікованого поліуретану з аміновмісними антисептиками. Встановлено що поліуретани на основі етерів (полиокипропіиленгликолю 10522) і поліізоціанатного аддукту (толуїлендіізоціанат + гліцерин) з добавкою цинкового порошку (ТУ 1721-002-194228) за (40 чи 60 %-вого наповнення) мають добри фізико-механічні властивості, добри показники міцності при ударі та вигині, а також адгезії за методом гратчастого надрізу. Для оптимізації складу поліуретанів в разі сполучення протиобростаючих покриттів були випробувані композиції з введенням антисептиків в деякі з них (табл. 1).

Таблиця 1. Поліуретанові композиції- покріття

Номер зразка композиції	Найменування композиції
1	ПУХВ
2	ПУХВ + олігомер НОНО
3	ПУХВ + 0,1 % антисептика1281
4	ПУХВ + 0,1 % антисептика1280

© Є.В. ЛЕБЕДЄВ, Н.М. ЛАСКОВЕНКО, 2015

Номер зразка композиції	Найменування композиції
5	ПУХВ + 0,1 % антисептика1255
6	ПУ
7	ПУ + антисептик 1234
8	ПУ + Zn
9	ПУ +олігомер НОНО

Примітка. ПУХВ-поліуретан, модифікований перхлорвініловим полімером, як гідроксілвмісна –етер-лапрол-1052, як пігменти-наповнювачі- діоксид хрому, діоксид титану. ПУ- поліуретан, як гідроксілвмісна - естер НОНО – наноструктурований органо-неорганічний олігомер. Антисептики - тітан, бор, аміновмісни сполуки:

1234 - B-[O- Ti – $(O\text{-}C_4H_9)_3]_3$;

1281- $[(CH_3)_2N\text{-}CH_2\text{-}CH_2\text{-}O]_4$–Ti;

128 -($CH_3)_2N\text{-}CH_2\text{-}CH_2\text{-}O\text{-}Ti\text{–}(O\text{-}C_4H_9)_3$

1255- $(CH_3)_2N\text{-}CH_2\text{-}CH_2\text{-}O$

$(H_9C_4O)_2\text{-}Ti\text{-}O\text{-}B\text{-}[O\text{-}Ti\text{–}(O\text{-}C_4H_9)_3]_2$.

Фізико-механічні властивості та водостійкість модифікованого поліуретану. Для отриманих зразків композицій були визначені такі властивості, як фізико-механічні (табл. 2) та водостійкість (рис. 1) Композиції наносили на скляні та металеві підкладки, або металеві стержні, отверджували за температури 20±1 ^{0}C.

Таблиця 2. Фізико-механічні властивості зразків поліуретанових покриттів

Найменування показника	Найменування емалі			
	ПУХВ	**ПУ**	**ПУ + НОНО**	**ПУ + Zn(60 %)**
Твердість, відн. од. , не менше	0,30	0,45	0,50	0,40
Удар ,см, не менш	50	50	50	50
Вигин,мм, не менш	1	1	1	1
Адгезія, бал, не більш	1	1	1	1
σ, Мпа,не менш	23,9	34,0	35,8	38,0
έ, % , не менш	150,0 100,0	90,0	85,0	85,5
Масова доля гель фракцій, %, не менше	85,0		88,5 85,5	87,8

Виходячи з табличних даних, можна зробити висновок, що усі розглянуті поліуретанові системи мають хороші фізико-механічні властивості. Однак ПУ (поліуретан з естерною гідроксилвмісною складовою) має дещо підвищену твердість і міцність при розриві. Великий вміст гель-фракції вказує на завершеність процесу отвердіння.

Розглянуті поліуретанові системи мають і хорошу водостійкість (рис. 1). Всі вони витримали випробування протягом 250-350 діб у проточній воді, що є гарним показником для прогнозування їх як експериментальних субстратів при визначенні протиобростаючих властивостей.

За фізико-механічними властивостями та водостійкістю відібрані покриття можна випробувати на біостійкість і протиобростання.

Дослідження біостійкості покриттів. Ефективність антикорозійного захисту наземних, підземних і підводних споруд залежить від якості пасивного захисту і, в першу чергу, від біостойкості покриттів. Однією з причин порушення однорідності і зниження захисних властивостей матеріалів є життєдіяльність мікроорганізмів.

Проведено оцінку біостійкості зразків модифікованих поліуретанових композицій (покриттів, табл. 1) що до асоціації гетеротрофних бактерій представників родів Pseudomonas, Rhodococcus, Bacillus і Desulfovibrio [8].

Основним показником биостойкости покриттів є наявність біоплівки бактерій на поверхні вивчених матеріалів. Проведені дослідження на конфокальному лазерному сканувамному мікроскопі показали, що на поверхні перхлорвінілполіуретанової емалі формується мікробна біоплівка.

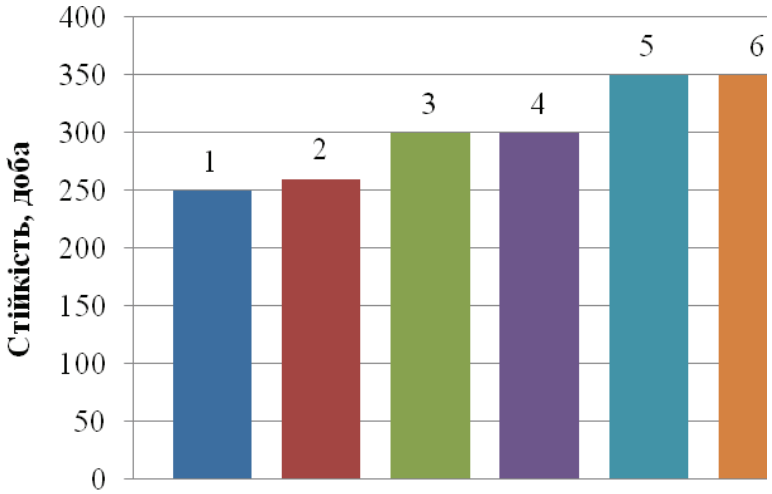


Рис. 1. Водостійкість модифікованих поліуретанових покриттів: **1 -** ПУ(естер); **2 -** (ПУ(естер) + Zn(60 %); **3 -** (ПУ(естер) + Zn(60 %) + НОНО(1 %); **4 -** ПУХВ (етер); **5 -** ПУХВ (етер) + Zn(60 %); **6 -** ПУХВ (етер)+ Zn(60 %) + НОНО

У процесі культивування асоціації гетеротрофних бактерій з сульфатредукторами було відзначено, що під впливом досліджуваних інгібіторів корозії спостерігали зміну морфологічних груп. На поверхні зразків № 1 і № 3 виявлені довгі палички та ланцюжки клітин, на зразку № 2 переважно короткі палички прикріплені поодиноко. Для зразків № 1, № 3, 4, № 5 були характерні мікроколонії клітин на поверхні. Було досліджено 4 варіанти біоцидних добавок (№ 2-№ 5) у порівнянні зі зразком без добавок (№ 1). Завдяки відображенню сигналу поверхні було виключено вплив рельєфу зразка на формуванняя біоплівки. Відзначено також, що відстань між клітинами, які колонізували полімерне покриття в зразку № 2 була в середньому 69 % від загальної площі скануваної поверхні Максимальна концентрація клітин була відзначена в зразку № 4 у зв'язку з інтенсивним слизоутворенням культурою, що свідчить про реакцію клітин на стресовий вплив 0,1 % -вого третинного аміну. Зразок № 1, що не містить інгібітора, був колонізований на 46 % від загальної площі поверхні. Можна припустити, що найбільший вплив на ступінь колонізації поверхні досліджуваних покриттів чинив модифікатор зразка № 2 - наноструктурований олігомер НОНО.

Як показали дослідження, середовище з випробуваними зразками № 6-9 було прозорим, плівка бактерій на поверхні середовища була відсутня. У біоплівки, знятої з поверхні зразків поліуретанового покриття № 6-9, бактерії не виявлені, тобто за мікробіологічними показниками ці зразки покриттів були біостійкими. ИК- спектроскопічні дослідження (рис. 2) на прикладі зразків № 6, № 8 і № 9 показали, що основний склад матеріалів після експозиції в культурах бактерій не змінюється, і це також є додатковою характеристикою біостойкості матеріалів. Крім того зразки поліуретанового покриття за фізико-механічними показниками також можна віднести до біостійких матеріалів еластичність і міцність плівок після витримки в культурах з корозійноактивними бактеріями практично залишилися на рівні вихідних.

Отоже, проведені дослідження показали, що матеріали (зразки № 6-№ 9) на основі поліуретану з есторною гідроксілвмісною складовою незалежно від модифікатора НОНО і антисептиків біостійкі до дії бактерій-деструкторів покриттів. На поверхні перхлорвінілполіуретанової емалі, де в якості гідроксілвмісной складовою є етер формується біоплівка, що містить невелику кількість бактерій від 2,5· 10^2 до 2,9· 10^2 на 1см^2 площі зразка. Сульфатвідковиі бактерії, що колонізують це покриття, продукували незначну кількість сірководню (25 мг/л середовища) і споживали тільки 95мг / л сульфатів (що становить 32,2 % від контролю). Це свідчить про те, що СВБ, як найбільш небезпечні корозійні агенти, виявляють у наявності покриття № 2 незначну метаболічну активність. і зразок № 2- перхлорвінілполіуретан, який містить 2 % органонеорганічного олігомеру НОНО може бути перспективним для отримання біостійких покриттів.

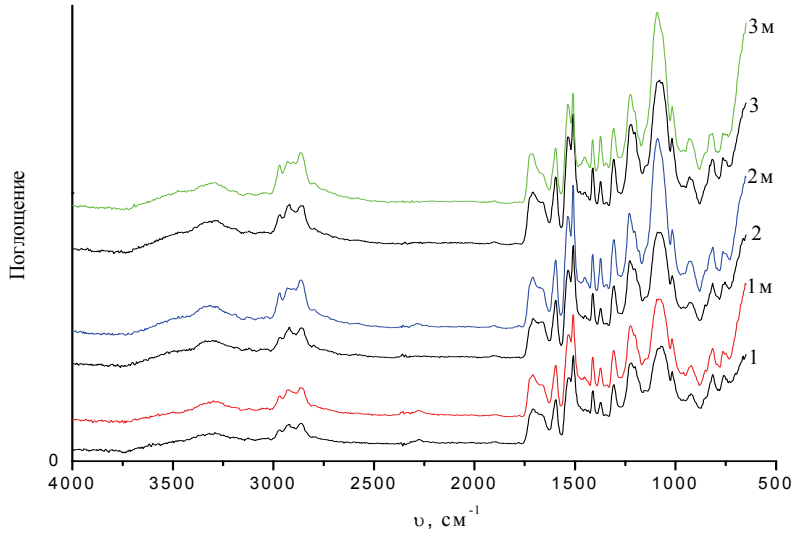


Рис. 2. ІЧ-спектри: 1 – ПУ; 2 - ПУ + Zn; 3 - ПУ + Ноно вихідних зразків; 1 м, 2 м, 3 м - зразків після витримки в культурах з корозійноактивними бактеріями

Дослідження протиобрастаючих властивостей. У серії випробувань за умов Київського водосховища було встановлено, що як контрольний субстрат доцільно використовувати вініпласт, оскільки на ньому розвивається найбільш інтенсивне обростання. Як «антиконтроль» доцільно використовувать оцинкований метал, де обростання розвивалося в мінімальній кількості. Випробовувані покриття показали певні антиобростаючі властивості, однак, у міру експозиції ці властивості постійно слабшали. За умов нижньої частини Київського водосховища у спільнотах обростання домінували молюски-дрейссеніди, однак в інших водоймах і місцях проживання існують інші домінанти і спільноти можуть мати іншу структуру.

Обстеження систем споруд водопостачання КиївГЕС показали досить значний рівень інтенсивності обростання, в основному за рахунок розвитку двох видів дрейссенід. Обростання негативно впливають на роботу обладнання, тому необхідні подальші дослідження і пошук необростаючих покриттів для захисту.

Проведені дослідження перифітону на Канівському водосховищі в районі Жукова острова. Як експериментальні субстрати були використані пластини з нанесеними на них поліуретановими покриттями (№ 1-№ 9) і з вініпласту (ВН, контроль).

1. ПУ-емаль (пигменты Cr_2O_3, TiO_2), ПСХ-ЛС; 2. ПУ-емаль + Zn – порошок (40 %); 3. ПУ-емаль + Zn – порошок (60 %); 4. ПУ-емаль + Zn – порошок (80 %) + другій шар ПУ-емалі; 5. ПУ-емаль (пигменты Cr_2O_3, TiO_2), ПСХ-ЛС + антисептик (1255) из раствора; 6. ПУ-емаль + Zn – порошок (80 %) + антисептик (1234); 7. ПУ- полиуретан (естер); 8. ПУ- полиуретан (естер) + Zn – порошок (60 %); 9. ПУ- полиуретан (естер) + Zn – порошок (60 %) + антисептик (1234)

Огляд стенду (рис. 3), відбір пластин як проб проводили при короткочасному піднятті стенду з води. Проби фіксували 4 %-вим розчином формальдегіду.

При експозиції 22 доби пластини були практично позбавлені організмів перифітону, обростання являло собою тільки поодинокі організми (Загальний вигляд пластин, рис. 4, 5).

Пластини з вініпласту (контроль) при експозиції 57 суток всі були покриті колоніями мшанки (рис. 6) На пластинах з покриттям № 2 обростання було гетерогенним (рис. 7).

В цілому, інтенсивність обростання на цих покриттях можна оцінити як незначну.

Оскільки протягом експозиції проводили не тільки відбір проб, а й фотозйомку, була можливість оцінки великої кількості на кожній пластині. Була оцінена в балах інтенсивність обростання. Картина для аналізу досить складна, тому визначили середні показникі по субстратах № № 1- 9 (рис.8). Видно, що в цілому динаміка збігається, причому, в більшості випадків інтенсивність обростання субстратів № № 1-9 (полімерних покриттів) була нижчою, ніж у контролі.

Рис. 3. Загальний вигляд установки для експонування субстратів у воді

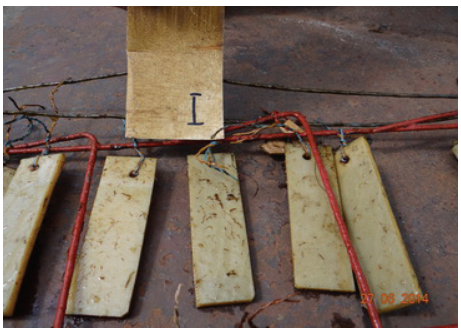


Рис. 4. Експозиція 22-доби, (контроль)

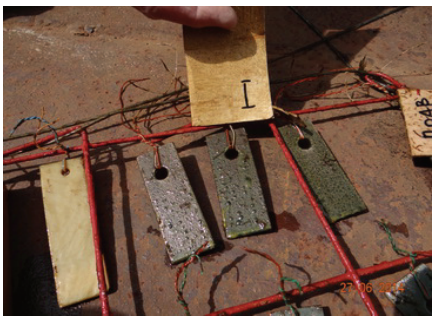


Рис. 5. Експозиція 22-доби (покриття № 1)

Рис. 6. Експозиція 57 діб. (вини пласт)

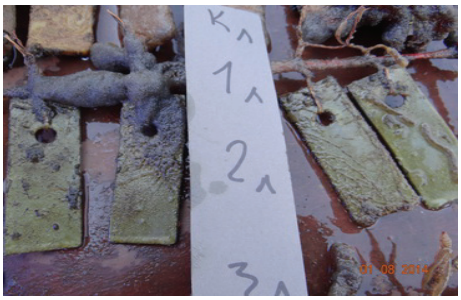


Рис. 7. Експозиція 57 діб (покриття № 2)

Найбільш важливою представляється оцінка за даними останньої фото- зйомки, оскільки субстрат був вільний від масивних колоній і його необростаючі властивості могли проявитися. Тут покриття шикуються в такий ряд по зростанню (% від інтенсивності обростання на вініпласті):

№ 7;3	№ 4	№ 6	№ 5	№ 8	№ 9	№ 2	№ 1	Контроль
29 %	43 %	43 %	57 %	57 %	57 %	86 %	100 %	100 %

Слід відмітити, що на покриттях № № 7, 3 (всі з добавками Zn-порошку) і при масовому розвитку мшанки. інтенсивность розвиту обростання покриття була всього близько 30 % щодо контролю, тут же була найменша біомаса організмів. Отже. можливе подальше дослідження дії цих покриттів.

На підставі отриманих досліджень складен технологічний регламент (проект), технічні умови (проект) виробництва модифікованої поліуретанової композиції як протиобростаючого покриття.

Висновки

Вивчено фізико-механічні, технологічні, протіобростаючі властивості, водостійкість, біостійкість, оптимізованих модифікованих поліуретанових композицій наноструктурованих органо-неорганічним олігомером. Розглянуті поліуретанові системи мають хороші фізико-механічні, захисні властивості, водостійкість. Великий вміст гель-фракції вказує на завершеність процесу отвердіння протягом 3-5доби.

Дослідження показали, що матеріали на основі поліуретану з есторною гідроксілвмісною складовою незалежно від модифікатора НОНО і антисептиків біостійкі до дії бактерій-деструкторів покриттів.

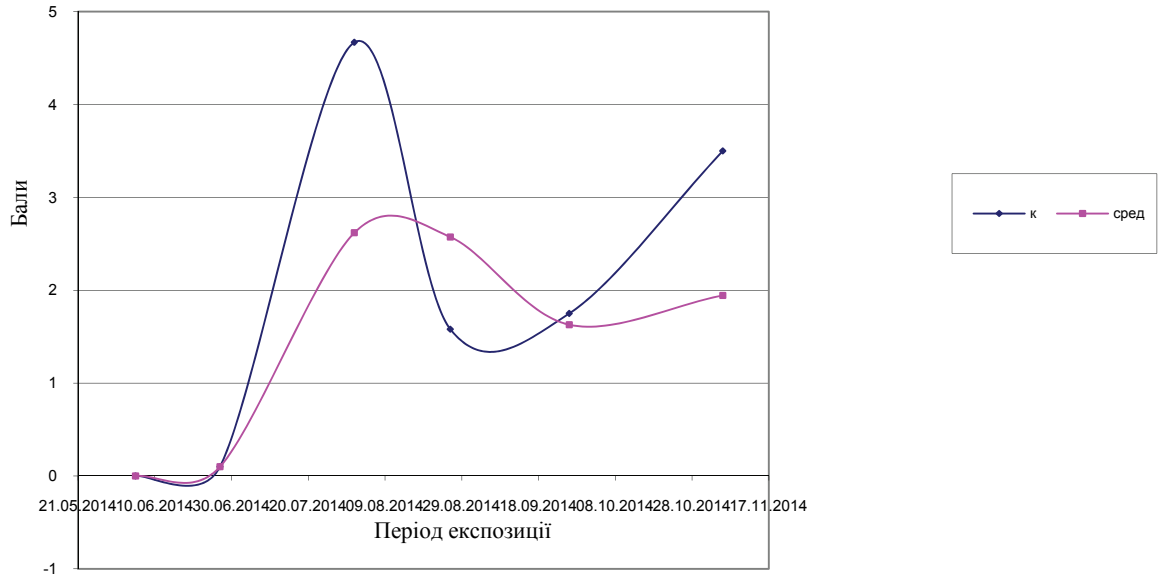


Рис. 8. Динаміка інтенсивності обростання субстратів (у балах) за різної експозиції: - контроль (к) і середні значення по субстратах № № 1-9

Дослідження експериментальних субстратів з різними полімерними покриттями в умовах Дніпровських водосховищ показали, що вони володіють певними необростаючими властивостями. Однак було встановлено, що в міру збільшення експозиції та розвитку навіть невеликого обростання, відбувається певне зниження протиобростаючих властивостей покриттів. Слід відмітити, що на поліуретанових покриттях з есторною або еторною гідроксілвмісною складовою (всі з добавками Zn-порошку) і при масовому розвитку мшанки, інтенсивність обростання була всього близько 30 % щодо контролю, тут же була найменша біомаса організмів. Отже, можливе подальше дослідження дії цих покриттів. В водах Київського водосховища продовжуються обстеження поліуретанових композицій, модифікованих наноструктурированим олігомером силоксановой структури, как перспективних протиобростаючих протикорозійних покриттів.

1. *Iverson W.P*. Mikrobiolog. corrosion // Corros. Prev. and Cont. -1969. - № 16. – C.20
2. *Мікробна* корозія підземних споруд./ К. І. Андреюк, І.А. Козлова, Ж.П. Коптева, А.І. ,.Пиляшенко, В.В.Заніна,Л.М. Пуриш.- Київ;Наук. думка, 2005.-256 с.
3. *Раилкин А.И*. Процесси колонизации и защита от обрастания.СПб.: Изд-во С.-Петербургского университета, 1998.- 270 с.
4. *Протасов А.А., Панасенко Г.А., Бабарига С.П*. Биологические помехи в эксплуатации энергетических станций, их типизация и основные гидробиологические принципы ограничения. // Гидробиолог. журнал.-2008.- Т.44, № 5.- С. 36-53.
5. *Протасов А.А*. Пресноводный перифитон.- Киев: Наук. думка, 1994.- 307 с.
6. *Погребова И.С., Пуриш Л.М., Козлова И.А*. Электрохимические и микробиологические аспекты ингибирования процессов коррозии металлов в водных агрессивных средах. // Физ-хим. механика материалов.- 2000. - В.2, № 1.- С.470-481.
7. *Ефанова В.В*. Влияние базальтового чешуйчатого наполнителя на процесс формирования полимерных покритий барьерного типа // Хім. Пром.-ть України. -2000.- № 3.- С. 52-57.
8. *Ласковенко Н.Н., Коптева Ж.П., Борецкая М.А., Коптева А.Е., Кузьменко Н.Я., Кузьменко С.Н., Козлова И.А*. Биостойкость защитных модифицированных полиуретановых покритий.// Полімерний журнал.-2015.- № 3.- С. 249-254.

Р О З Д І Л 4

Розробка ефективних методів оцінки та продовження ресурсу об’єктів атомної енергетики

Керівник розділу – академік НАН України І.М. Неклюдов

ПРОЕКТ 4.1

Підвищення ресурсу та надійності конструкційних матеріалів активних зон українських АЕС за рахунок оптимізації структурного стану і мікролегування

ПІДВИЩЕННЯ РЕСУРСУ ТА НАДІЙНОСТІ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ АКТИВНИХ ЗОН УКРАЇНСЬКИХ АЕС ЗА РАХУНОК ОПТИМІЗАЦІЇ СТРУКТУРНОГО СТАНУ І МІКРОЛЕГУВАННЯ

А.А. АВТУШКО, О.В. БОРОДІН, Р.Л. ВАСИЛЕНКО, В.М. ВОЄВОДІН, О.С. КАЛЬЧЕНКО, Ю.Е. КУПРІЯНОВА, Р.І. ЛИМАР, Є.О. НАЗАРЕНКО, А.Б. ШЕВЦОВ
(Національний науковий центр «Харківський фізико – технічний інститут» (ННЦ ХФТІ), Харків, Україна)

Вступ. Проблеми розробки цирконієвих матеріалів, що працюють в умовах опромінення , і оцінки їх радіаційної стійкості вимагають використання існуючих опромінюючих пристроїв для визначення механізмів радіаційного пошкодження та відбору матеріалів з високою радіаційною стійкістю. Ці експерименти можна проводити при нейтронному опроміненні в існуючих ядерних пристроях. Однак, нейтронне опромінення вимагає тривалих витримок зразків в радіаційному полі до 5 років для ВВЕР , або до 2 років у дослідницькому реакторі БОР - 60. Великі швидкості набору дози (10^{-2} - 10^{-3} зна/с) при іонному опроміненні значно перевищують швидкості набору дози в існуючих дослідних і енергетичних реакторах (10^{-6} - 10^{-8} зна/с). Використання пучків заряджених частинок, що мають перетин взаємодії з атомами решітки на багато порядків більше, ніж нейтрони, дозволяє створювати прискореним шляхом радіаційні дефекти. Така методика дає можливість точного контролю параметрів експерименту і величезний виграш у часі, особливо в тих випадках, коли треба прогнозувати поведінку матеріалів при високих флюенсах нейтронів. Імітаційні експерименти мають і інші переваги : точний і безперервний контроль параметрів опромінення, можливість диференціального й безпосереднього дослідження різних факторів на еволюцію дефектної структури при опроміненні, відсутність наведеної активності, відносна дешевизна проведення експериментів. Метою цієї роботи є:

- розробка методик опромінення та проведення досліджень можливості експериментального моделювання радіаційної структури цирконієвих сплавів для прогнозування схильності цирконієвих виробів до радіаційного зростання;
- визначення взаємозв'язку мікроструктури і умов опромінення зарядженими частинками в широкому діапазоні доз і температур;
- порівняння з опроміненням нейтронами.

Матеріали та методика. Розроблено методики препарування зразків з цирконієвих сплавів, розраховано умови опромінення іонами цирконію та виконано підготовку опромінюючого пристрою (прискорювач ЕСУВІ) до проведення імітаційних експериментів на цирконієвих сплавах.

Розроблено наступну технологію препарування зразків:

1. Сегментація трубки ТВЕЛу.

Різка трубок проводилася на установці Low Speed Saw IsoMet в два етапи:

а) уздовж осі на два полукільцевих сегмента довжиною 18мм;

б) поперек трубки, для відділення сегментів;

2. Хімічне потоншення сегментів:

Сегменти, вирізані з оболонки ТВЕЛу, потоншувалися до товщини 200мкм шляхом періодичного короткочасного занурення в розчині: 45 % H_2O, 45 % HNO_3, 10 % HF при температурі реактиву 70 ^oC з наступним промиванням у етанолі.

3. Розгинання сегментів в плоскі пластини проводилося в лещатах через прокладки з полірованої нержавіючої сталі.

4. Механічне шліфування проводилося для видалення нерівностей після розгинання і видалення

© А.А. АВТУШКО, О.В. БОРОДІН, Р.Л. ВАСИЛЕНКО, В.М. ВОЄВОДІН, О.С. КАЛЬЧЕНКО, Ю.Е. КУПРІЯНОВА, Р.І. ЛИМАР, Є.О. НАЗАРЕНКО, А.Б. ШЕВЦОВ, 2015

наклепаного шару. Шліфовка пластин проводилася на дрібнозернистих шліфувальних паперах з обох сторін пластини до товщини 100 мкм.

5. Аналіз текстури досліджуваного матеріалу.

Визначення текстури зразків проводилося методом дифракції назад розсіяних електронів (EBSD) за допомогою блоку HKL на мікроскопі JSM - 7001F. Текстура визначалася на відполірованих пластинах з досліджуваного матеріалу орієнтованих відповідно до напрямку прокатки ТВЕЛьних труб. Необхідність цієї методики диктувалася поставленими завданнями з дослідження еволюції <c> петель під опроміненням. Як відомо, петлі даного типу залягають у базисних площинах. І для їх вивчення необхідно розташувати зразок таким чином, щоб базисна площина знаходилась паралельно пучку електронів в трансмісійному електронному мікроскопі. Оскільки гоніометр трансмісійного мікроскопа має обмеження за кутом нахилу 45 градусів , то знання орієнтаційних характеристик зерен зразка допоможе розташовувати зразок в тримачі мікроскопа таким чином, щоб збільшити частку зерен в яких базисні площини знаходяться паралельно пучку електронів. На рис.1 наведені прямі і зворотні полюсні фігури досліджуваних сплавів цирконію. Як видно з даних малюнків базисні площині переважно розташовані в площині перпендикулярній осі трубки і перпендикулярні поверхні трубки з невеликим 10-20 градусів інтервалом осі (0001). Таким чином, якщо нанести на зразок, який вирубується мітку напрямку осі трубки, то при подальшому електроно-мікроскопічному дослідженні можливо розташувати зразок в тримачі мікроскопа в умовах збігу осі гоніометра і осі трубки ТВЕЛу.

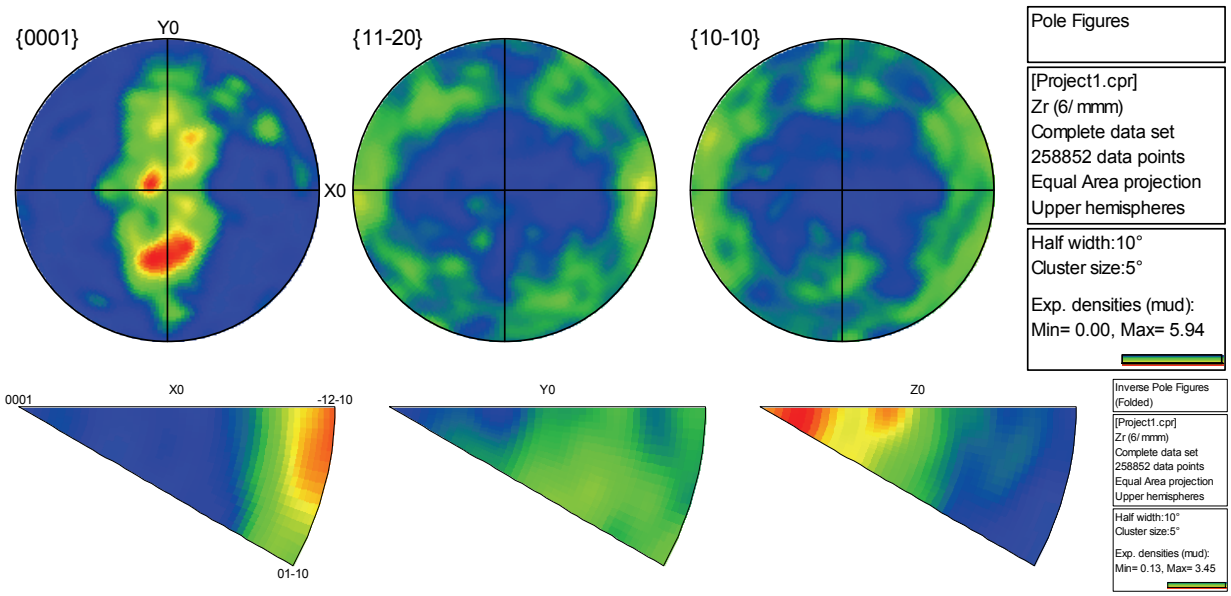


Рис. 1. Прямі і зворотні полюсні фігури труб зі сплаву Е110

6. Вирубка 3мм дисків з цирконієвих зразків.

Зразки для досліджень у вигляді 3-х мм дисків вирубувалися з вихідної фольги товщиною ~ 100 мкм за допомогою пуансона шляхом штампування. Глибина шару з деформованою структурою в цьому випадку не перевищувала 10 мкм.

7. Підготовка зразків до опромінення.

Препарування мішеней для опромінення в прискорювачі ЕСУВІ проводилося методом струмневого електрополірування з одного боку зразка. Електрополірування проводилось на установці Tenupol-5, в електроліті що складається з: 90 % CH_3OH, і 10 % $HClO_4$, при напрузі 50В, і температурі електроліту -50^oC на протязі 10с.

8. Препарування опромінених зразків.

Для досягнення необхідної глибини шару матеріалу, в якому проводиться електронно-мікроскопічне дослідження, застосовувався метод струмневого електрополірування з імпульсною подачею струму. Зняття приповерхневого шару (100нм) з опроміненого боку проводилося на установці Tenupol-5, в електроліті 90 % CH_3OH, 10 % $HClO_4$, при напрузі 75В, і температурі електроліту-50 ^oC. Для

контрольованого зняття тонкого шару матеріалу установка Tenupol-5 була обладнана системою стабілізації струму і контролером подачі імпульсу.

Пристрій імпульсного розчинення приповерхневого опроміненого шару зі зразка.

У схемі установки для електрополірування зразків (рис. 2), товщина знятого шару задавалася за допомогою установки часу знаходження поліруючої струменя на зразку. Тим самим час полірування, був константою і не змінювався в процесі . Так як товщина зняття шару з поверхні зразка залежить не тільки від часу полірування, але і від величини струму, який в свою чергу, змінюється при зміні температури електроліту і у випадку протікання, що не контролюються процесів в поліруючому струмені , то точно забезпечити видалення на даній установці необхідної товщини шару в процесі полірування неможливо. Ця схема була замінена.

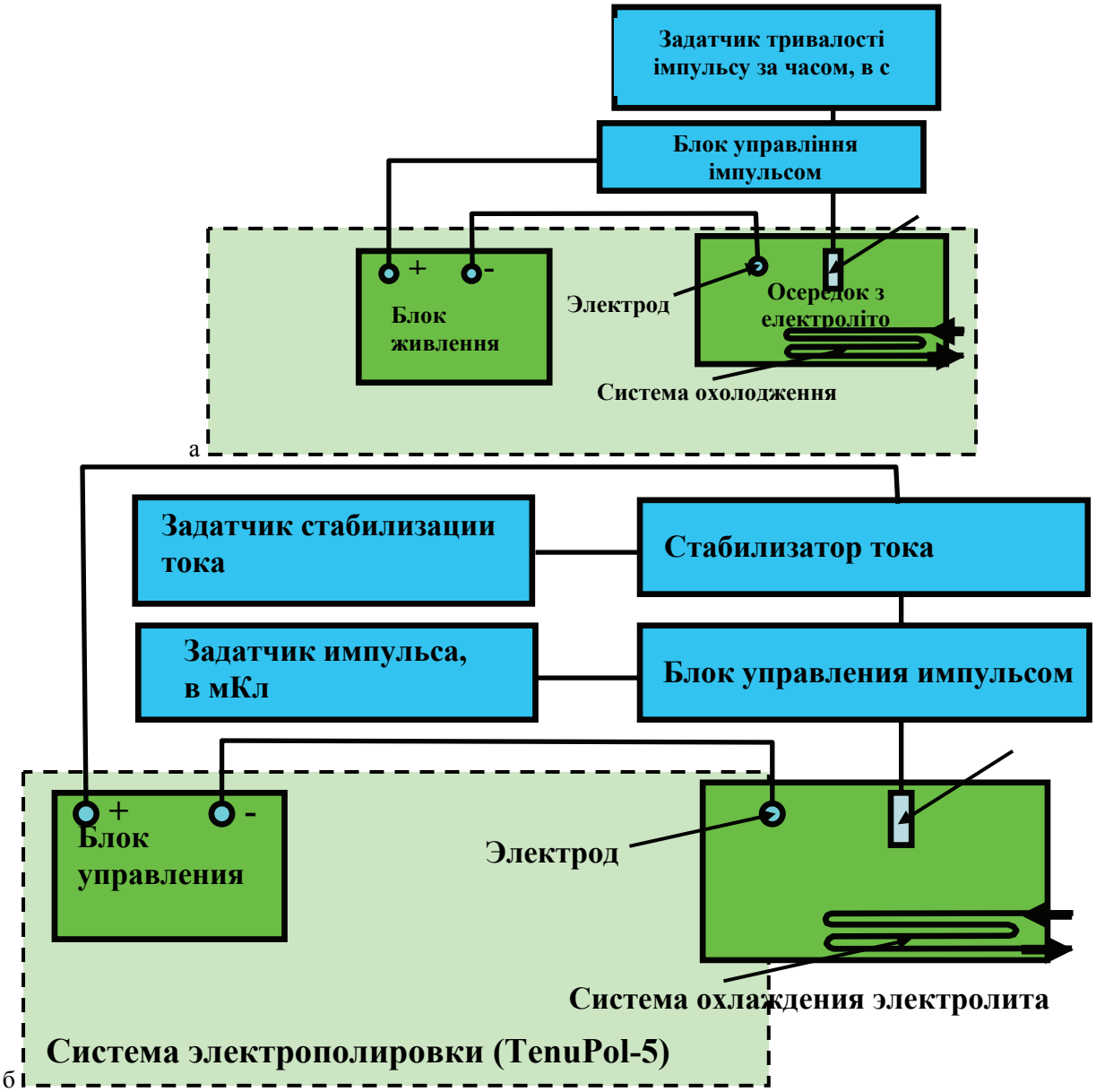


Рис. 2. а - схема установки для електрополірування; б - схема системи для електрополірування, товщина зняття шару з поверхні зразка задається установкою кількості електрики

У роботі використовувалася система електрополірування зразків (рис. 3), в якій імпульс задається за кількістю струму, що протікає через зразок в одиницю часу:

$$Q = I\,t,$$

где Q – заряд, в мКл; I –сила струму, в мА; t - час, в с.

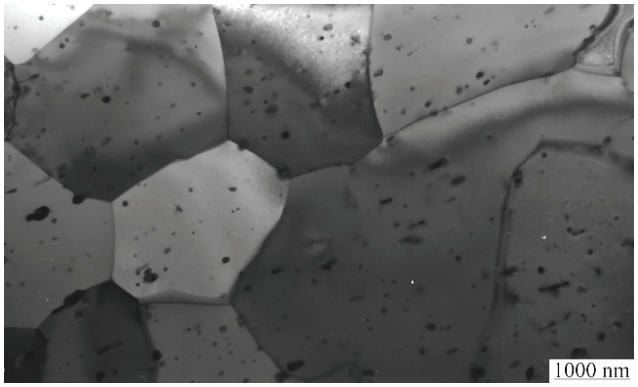


Рис. 3. Мікроструктура сплава Е110 в первинному стані

Заряд встановлюється на задатчику імпульсу в діапазоні від 1 до 198 мКл . Тим самим у процесі електрополірування , при зміні температури електроліту , що в свою чергу призводить до зміни струму поліруючого струменя, величина заряду залишається сталою, так як при зменшенні струму - збільшується час і навпаки. Таким чином , товщина зняття імпульсом шару з поверхні зразка не змінюється в процесі електрополірування. У даній схемі передбачено два режими роботи: 1) блок стабілізації струму відключений; 2) блок керування імпульсом відключений , даний режим використовується, щоб приготувати зразок, для дослідження на трансмісійному мікроскопі. Запропонована схема установки для електрополірування зразків сумісна зі стандартною установкою струмневого електрополірування зразків для трансмісійної електронної мікроскопії TenuPol - 5, виробництва фірми Struers. Остаточне приготування зразків до товщини придатної для дослідження в ТЕМ проводилося методом стандартної струмневої електрополіровки [1, 2] в установці типу «Tenupol» з боку неопроміненої поверхні. При цьому на опроміненій бік зразка наносився захисний шар лаку, що захищав її від розчинення. Умови електрополірування : напруга 70 В, температура електроліту - кімнатна, склад електроліту - 80 % C2H5OH, 10 % HClO4 , 10 % $C_3H_8O_3$. При появі у зразку отвору полірування припинялося. Зразок витягувався з тефлонового тримача, промивався у спирті, а потім в ацетоні до розчинення захисної лакової плівки. Остаточне промивання здійснювалося в етиловому спирті.

Опромінення на прискорювачі ЕСУВІ. Опромінення зразків проводилося на електростатичному прискорювачі із зовнішнім інжектором (ЕСУВІ ННЦ ХФТІ).

Контроль та регулювання температури нагрівача проводилися за допомогою регулюючого приладу, з'єднаного з термопарою, укріпленою в підкладці мішеней і використовуваної в якості датчика температури. Особлива увага приділялася забезпеченню доброго термоконтакту між зразками і підкладкою. Помилки у вимірі температури не перевищували ± 5 °С.

Струм іонного пучка в процесі опромінення вимірювався за допомогою мікро циліндрів Фарадея, встановлених над кожним зразком. Помилки визначення струму пучка, а отже, і дози пошкодження не перевищували ± 5 % .

Вакуум під час опромінення був не нижче $1{,}3 \times 10^{-4}$ Па.

Зразки опромінювалася іонами цирконію з енергією 1,8 МеВ в інтервалі температур 325-560 °С. Швидкості створення зміщень в досліджуваній області зразків становили 10^{-2}зна /с (щільність струму 10 мкА/см^2).

Результаты дослідження вихідної структури і фазового складу зразків сплаву Е110. За даними металографічних досліджень структура штатного сплаву Е110 є стабілізованою з рівномірними кутами розоріентації. Розміри зерен у сплавів , визначені методом січної, лежать у межах: 3...5 мкм. Поверхня шліфів досліджуваного сплаву є гладкою рівною без виявлення особливих структурних особливостей. Спостерігаються гідридні виділення та напівпрозорі кристалічні утворення з правильним огранюванням. Проте, такі виділення вкрай рідкісні і їх розміри не виходили за рамки вимог технічних умов для сплаву Е110. Інших дрібних включень явно примісного і забруднюючого характеру на шліфах, які не травили, не спостерігалося.

Після травлення в суміші азотної і плавикової кислот на поверхні шліфа виявляються ямки травлення у вигляді пітингів, число яких збільшується з тривалістю травлення. Розміри розтравленних пітингів не перевищують 3 мкм.

Ще один вид виділень, який виявляється травленням, відноситься до структурної складової сплавів - стабільної β Nb - фазі.

Дослідження сплаву Е110 за допомогою електронного мікроскопу виявило що, у початковому стані, сплав має двофазну структуру: α-матриця + виділення β-ніобію (рис.3). Середній розмір виділень β-ніобієвої фази ~ 50 нм, а концентрація ~ $3*10^{20}м^{-3}$. Окрім β- Nb фаз, спостерігається невелика кількість карбідів типу МХ, з приблизно рівним змістом цирконію та ніобію. Щільність дислокацій до опромінення становить 6 - $7x10^{10}см^{-2}$. Розмір зерна в інтервалі 3-5мкм.

Дослідження екстракційних реплік за допомогою енергодисперсійного аналізу (EDS) показало, що в β- ніобієвій фази зміст цирконію коливається в інтервалі 18- 27 % , а ніобію відповідно 77-82 % . Також спостерігаються окремі карбіди з приблизно рівним змістом ніобію і цирконію. Результати EDS аналізу приведені на рис. 4. та табл. 1.

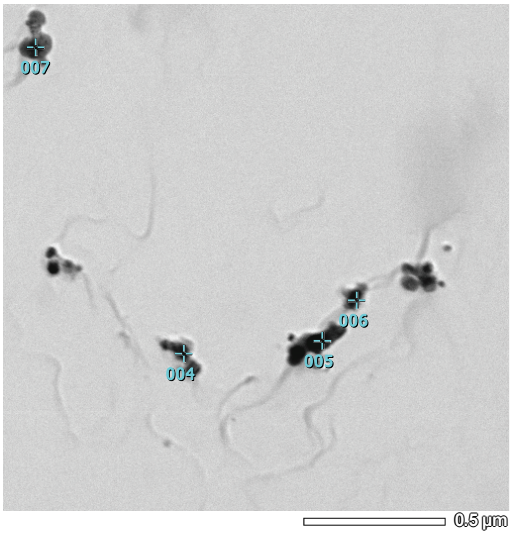


Рис. 4. Екстракційна репліка. Е-110 в первинному стані

Таблиця 1. Склад виділень у сплаві. Е-110 в початковому стані

Фаза	Zr	Nb	Загально (мас. %)
β-Nb	25.98	74.02	100.00
MC	36.09	63.91	100.00
β-Nb	18.89	81.11	100.00
β-Nb	17.99	82.01	100.00

Дослідження вихідної структури і фазового складу зразків сплаву *Е 125.* У початковому стані в сплаві Е125 (склад Zr + 2.5 % Nb) спостерігаються три фази (α-цирконієва матриця і виділення β-цирконієвої фази, а також β-ніобієвой фази). Розмір зерен α- цирконія від 3 до 10 мкм (рис. 5), зерна рівноосні. β_1-цирконієва фаза (92 % Zr-8 % Nb), у вигляді окремих зерен розміром від 0,5 до 3 мкм має ОЦК - решітку з параметром 0.33 нм. Як правило, β -цирконієві фази розташовані по кордонах α – зерен. β-Nb фаза (7 % Zr-93 % Nb), глобулярної форми, розташовується неоднорідне в тілі зерен і по кордонах у вигляді скупчень. Її розмір від 0,02 до 0,4 мкм. Вона має ОЦК решітку з параметром 0.35 нм.

На малюнку 6 наведені результати рентгеноспектрального аналізу реплік і тонкої фольги сплаву Е-125. Як видно з цих малюнків, до складу β-Nb фази входять два елементи: цирконій і ніобій. Слід зазначити, що ніобію більше, ніж в аналогічній фазі в сплавах Е110 і Е110 М і становить 89-91 %.

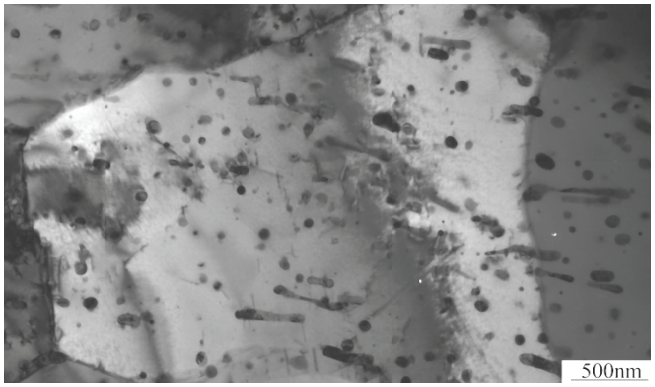
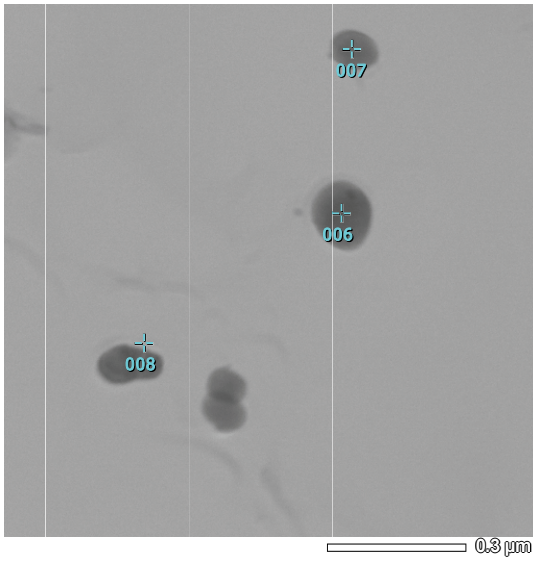


Рис. 5. Мікроструктура сплава Е 125



Місце аналізу	Zr	Nb	Загально (мас. %)
006	10,88	89,12	100
007	12,96	87,04	100
008	8,92	91,08	100

Рис. 6. Рентгеноспектральний аналіз екстракційної репліки сплаву Е125. початковий стан

Сплав Э110М. Початковий стан. У вихідному стані сплав має трифазну структуру: α-матриця + виділення β-ніобию + виділення фази Лавеса $Zr(Nb,Fe)_2$. Середній розмір виділень β-ніобиевої фази ~ 50 нм, а концентрація ~ $3*10^{20}м^{-3}$ (рис. 7). Середній розмір виділень фази Лавеса 90нм, а їх концентрація $8*10^{19}м^{-3}$. Розмір зерна порядку 5 мкм.

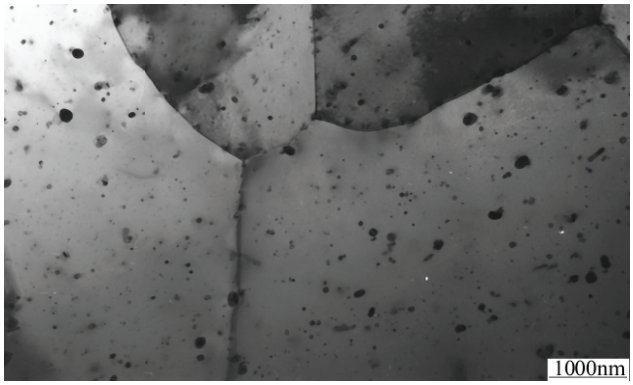
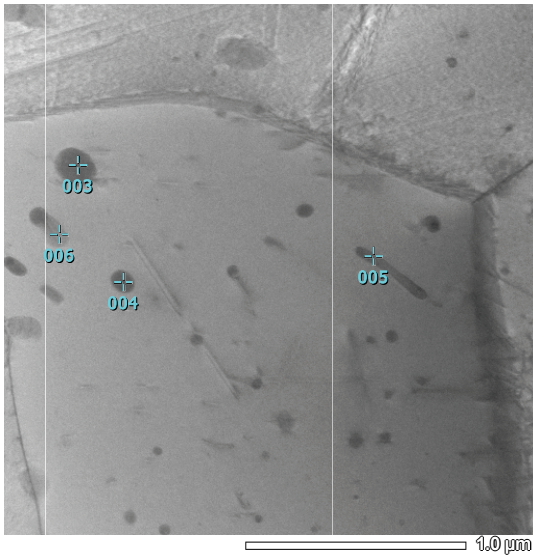


Рис. 7. Микроструктура сплава Э110М в исходном состоянии

На рис. 8 приведений результат рентгеноспектрального аналізу виділень другий фаз сплаву Е-110М, зробленого з тонкої фольги. Результати рентгеноспектрального аналізу підтверджують результати фазового дифракційного аналізу.



Місце аналізу	Fe	Zr	Nb	Загально (мас. %)
003	12,04	62,20	25,76	100,00
004	0,21	58,74	41,05	100,00
005	0,15	85,36	14,49	100,00
006	2,73	90,49	6,77	100,00

Рис. 8. Результати рентгеноспектрального аналізу тонкої фольги сплаву Е110М у початковому стані

Опромінений стан. Опромінення сплаву Е110 при температурі 390 ^{o}C в інтервалі доз 20-30 зна призводить до утворення радіаційно-індукованих дислокаційних петель і дислокаційної сітки. Мікроструктура сплаву Е110 після опромінення до дози 25 зна при температурах 390°C і 550°C приведено малюнку 3. У структурі матеріалу спостерігаються еліптичні дислокаційні петлі і елементи дислокаційної сітки. Дислокаційні петлі віднесені до петель а-типу, вони мають вектор Бюргерса <1120> (рис. 9, а). Зі зростанням дози опромінення збільшується розмір еліптичних дислокаційних петель і їх щільність. При опроміненні до дози 20 зна, крім петель а-типу, утворюються петлі с-типу, тобто петлі, що мають с-компоненту вектора Бюргерса <0002> (рис. 9, б) При дозі 30 середній розмір петель зростає, а концентрація мало залежить від дози опромінення (рис. 10).

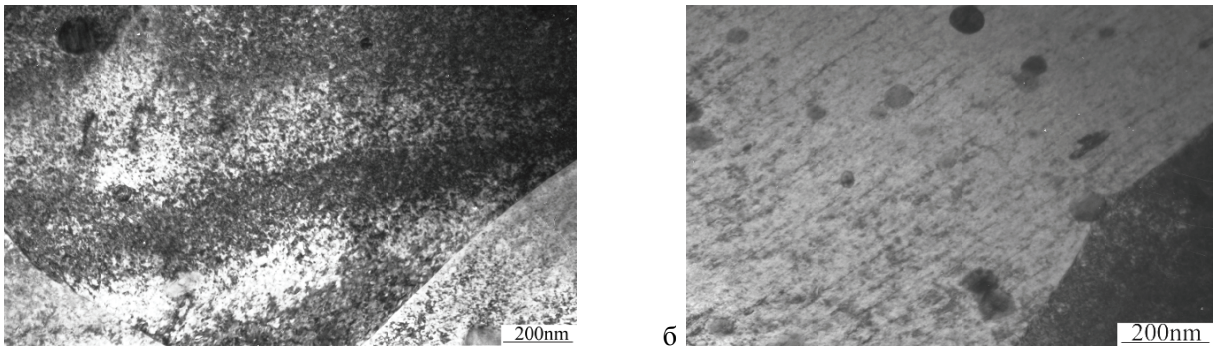
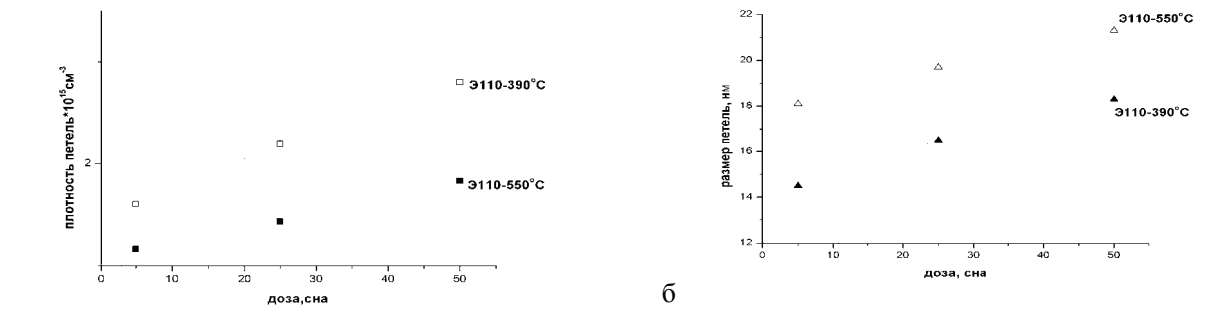


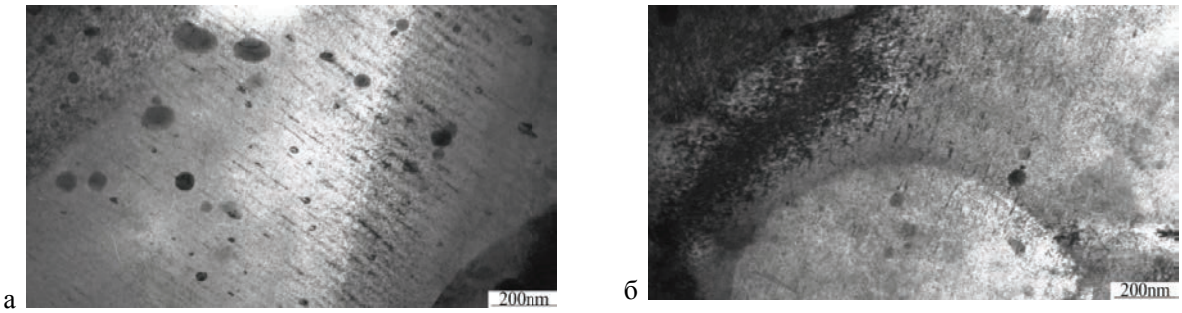
Рис. 9. Мікроструктура сплаву Е110, 24 зна, 390 ^{o}C: а - а-петлі; б - с- дислокації

У сплаві Е110М в результаті опромінення при 390 ^{o}C утворилися дислокаційні петлі різних типів і дислокаційна сітка (рис. 11). З підвищенням дози середній розмір с-петель збільшується від 56 нм до 90 нм, їх концентрація слабо залежить від дози і постійна на рівні $2*10^{21}$ м$^{-3}$ (рис. 11).



а б

Рис. 10. Еволюція петель а-типу в сплаві Е110: а - щільність; б - розмір



а б

Рис. 11. Дислокації <c> - -типу в сплаві Е-110 М, опроміненого при температурі 390 °С: а - 20 сну; б - 30 сну

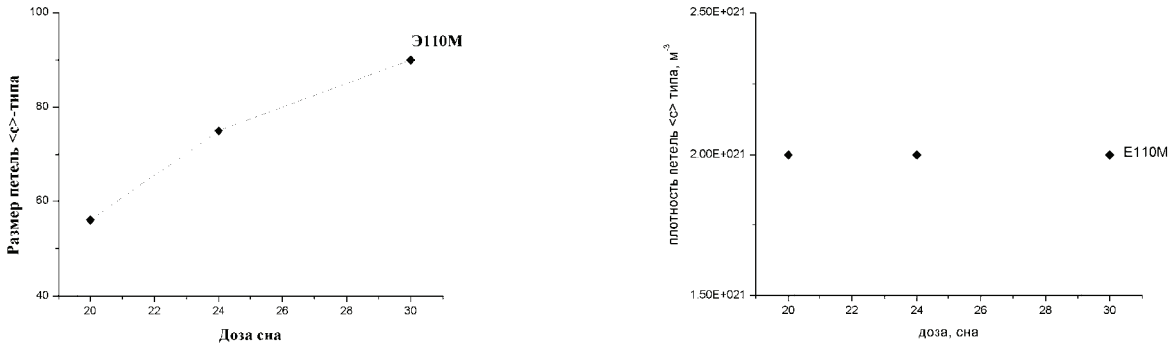
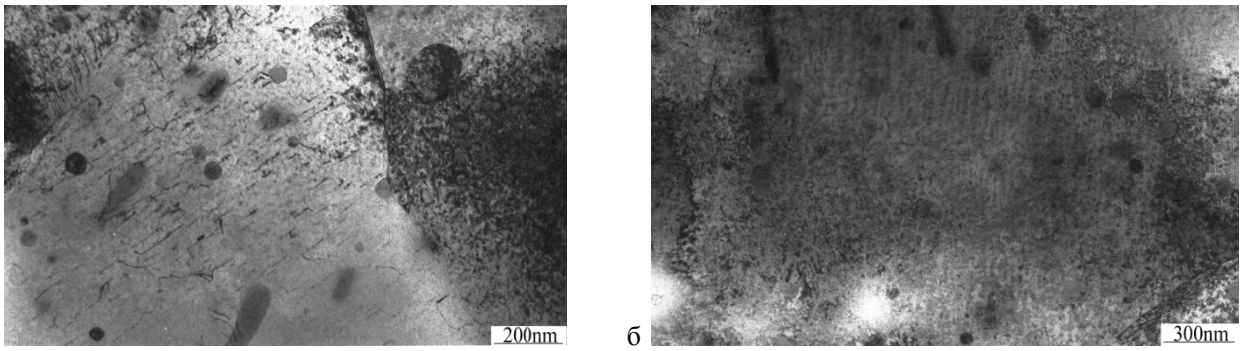


Рис. 12. Дозна залежність параметрів петель <c> -типу в сплаві Е110М при температурі опромінення 390 °С

У сплаві Е125 із зростанням дози опромінення середній розмір с-петель також збільшується від 63 нм до 130 нм, а концентрація слабо залежить від дози і постійна на рівні $1.5*10^{21}$ $м^{-3}$ (рис. 13, а). У розподілі а-петель спостерігається впорядкування, характерне для нейтронного опромінення (рис. 13, б).

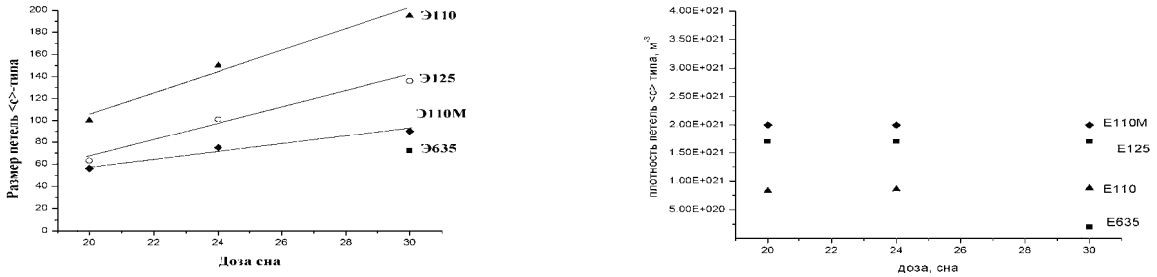


а б

Рис. 13. Дислокації з-типу (а), упорядкування петель а- типу (б) в сплаві Е125; опромінення 20 зна, температура 390 °С

Таким чином, із зростанням дози опромінення середній розмір петель в інтервалі 20 - 30 зна зростає, в той час як концентрація залишається постійною (рис. 14). Це характерно для сплавів Е110, Е110М і Е125. Слід зазначити, що для сплаву Е110М в даному інтервалі доз петлі с - типу мають найменший розмір, але

більш високу щільність. З цього можна зробити висновок, що сплав Е110М характеризується більш високою стійкістю до радіаційного зростанню, ніж інші сплави.



а б

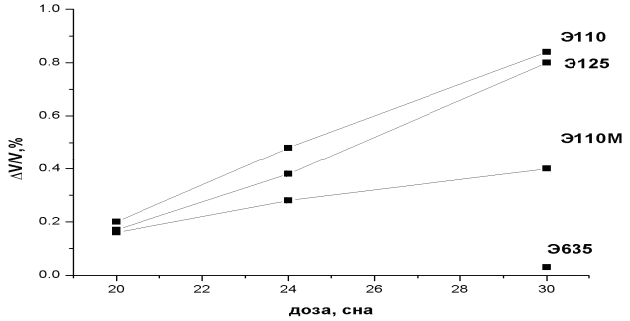
Рис. 14. Залежність середнього розміру (а) і концентрації (б) петель с-типу в цирконієвих сплавах, опромінених при температурі 390 °С

Обговорення результатів. Переваги імітаційної методики, а саме, значно більш висока швидкість створення ушкоджень, точність і контрольованість параметрів опромінення та інформативність електронно-мікроскопічного і рентгеноспектрального досліджень необхідно було доповнити кількісним аналізом мікроструктурних елементів, що дозволяють оцінити макровластивостей сплавів при опроміненні нейтронами. Таким чином, метою даної роботи було показати подобу радіаційних процесів при різних видах опромінення, виробити критерії подібності між опроміненням зарядженими частинками і нейтронами і виявити параметри, здатні визначати макровластивості сплавів при експлуатації в реакторі.

Порівняння закономірностей еволюції мікроструктури і фазового складу різних цирконієвих сплавів дозволило виявити роль легуючих елементів в мікрохімічна і дифузійних процесах. Особливу увагу було приділено петлям с - типу, поява яких пов'язують з радіаційним зростанням цирконієвих сплавів [1, 5]. Так, із зростанням дози опромінення середній розмір петель в інтервалі 20 - 30 зна зростає, в той час як концентрація залишається постійною. Це характерно для сплавів Е110, Е110М і Е125. Для сплаву Е110М в даному інтервалі доз петлі с - типу мають найменший розмір, але більш високу щільність. Таким чином, можна зробити висновок, що сплав Е110М характеризується великою високою стійкістю до радіаційного зростанню, ніж інші сплави.

Порогову дозу появи с-петель для сплавів Е110, Е110М і Е125 визначити не вдалося, але, екстраполюючи залежності середнього розміру петель від дози, можна припустити, що зародження петель в даних сплавах відбувається в близькому інтервалі доз, а основні відмінності спостерігаються у величині концентрації і середнього розміру. Найвища швидкість росту середнього розміру петель була виявлена в сплаві Е110, найнижча - в сплаві Е110М. Сплав Е125 зайняв проміжне положення по цьому параметру. Виходячи з відмінностей в хімічних складах цих сплавів, можна припустити, що збільшення вмісту Nb в сплаві Е125 порівняно з Е110 слабко впливає на процес утворення петель с - типу, в той час як добавка Fe в сплав Е110М значно зменшила швидкість росту середнього розмір петель даного типу В даній роботі була запропонована модель, що дозволяє за кількісними характеристиками дислокаційної структури оцінити (у першому наближенні) масоперенос речовини, який може дати значний внесок у формозміну виробів з цих сплавів (рис. 15).

Рис. 15. Зміна відносної об'ємної частки матеріалу за рахунок утворення з-петель в цирконієвих сплавах після опромінення важкими іонами при температурі 390 °С



Виходячи з того, що с-петлі мають вакансійне походження і лежать головним чином в базисних площинах, знання розміру і концентрації цих петель дозволяє порахувати обсяг матеріалу, перерозподілений з базисних площин на призматичні (рис. 16) за формулою

$$\frac{\Delta V}{V} = \frac{\pi d^2 c}{8} N \cdot 100\% ,$$

де $\frac{\Delta V}{V}$ - перерозподілений обсяг, %; d - діаметр петель **с**-типу, м; c - параметр решітки, м; N - концентрація петель, м$^{-3}$.

Цей обсяг є інтегральною характеристикою петель петель с - типу і дозволяє порівнювати сплави, що мають різні щільності і розміри одновимірних дефектів типу петель с-типу. Таким чином, освіта вакансійних петель с-типу в базисних площинах призводить до орієнтаційно-спрямованому переносу атомів речовини на призматичні площині і, як наслідок, формозміни матеріалу. Порівняння відносних переміщених обсягів досліджених сплавів дозволяє зробити висновок, що сплав Е110 найбільше схильний формозміни, а сплав Е110М володіє значною радіаційної опірністю цьому явищу в дослідженому інтервалі умов опромінень. Аналіз результатів ДРР і мікроструктури після нейтронного опромінення показав, що щільність дислокацій с-типу підвищена в сплавах, що зазнають значне зростання (рис. 17) [6]. За сучасними уявленнями основним чинником, що визначає стадію прискореного радіаційного росту, є еволюція дислокаційної структури.

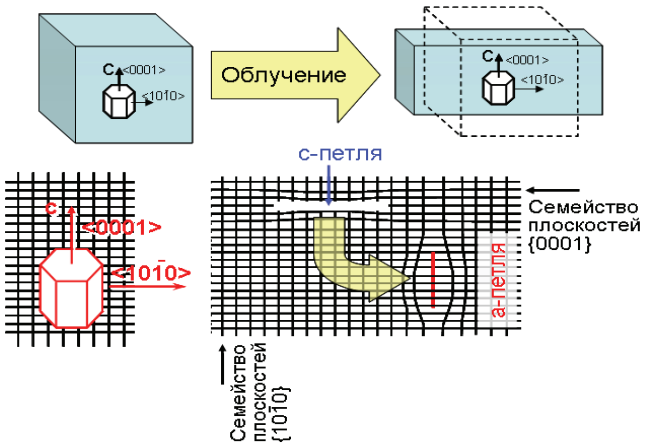


Рис. 16. Механізм перерозподілу матеріалу під опроміненням в цирконії

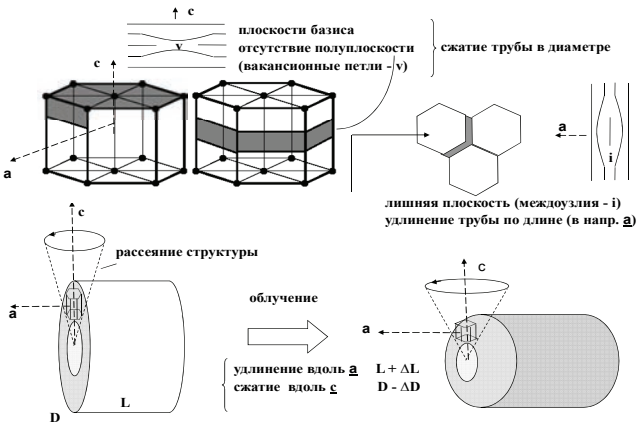


Рис. 17. Схема впливу розподілу міжвузельних і вакансійних петель на радіаційний зростання оболонкової труби

На ранніх стадіях опромінення формуються дислокаційні петлі (переважно міжвузельні) в призматичних площинах, що мають вектор Бюргерса а-типу, що супроводжується помірним радіаційним ростом. Після досягнення деякого порогового флюенса (різного для сплавів різного складу) настає прискорення радіаційного зростання. При цьому спостерігається поява с-компонентних дислокаційних

петель (вакансійних). Зі збільшенням дози опромінення їх щільність зростає, оскільки потоки вакансій спрямовані на базисні або пірамідальні площині, а міжвузля стабілізують а-петлі в призматичних площинах (рис. 17).

Отримані дані щодо впливу опромінення іонами Zr^{+6} сплавів цирконію з енергією 2 МеВ і швидкістю пошкодження 10^{-2} зна/с на мікроструктуру і фазовий склад виявили ряд явищ, що мають місце і при опроміненні цих сплавів нейтронами.

Показано, що в прискорювачі всього лише за 1 годину можливо створити радіаційні пошкодження, характерні для нейтронного опромінення в реакторі протягом декількох років.

Показано принципову можливість створення радіаційних ушкоджень у вигляді дислокаційних петель а- і с- типу (типових для нейтронного опромінення), при контрольованих температурах в цирконієвих сплавах.

Розмір і щільність дефектів співставні зі структурою після нейтронного опромінення.

Мікрохімічна еволюція (збіднення виділень фази Лавеса залізом і збагачення матриці) при опроміненні важкими іонами проходить аналогічно тому, що спостерігалося при опроміненні нейтронами [1, 5].

Рівень ушкоджують доз, досягнутий в роботі при іонному опроміненні на прискорювачі (до 50 зна), набагато перевищує рівень доз при опроміненні в реакторі ВВЕР-1000 навіть протягом 8-10 років, що дозволяє зробити прогноз про поведінку цирконієвих сплавів при високих вигорання.

1. *Shishov V.N*., The Evolution of Microstructure and Deformation Stability in Zr-Nb-(Sn, Fe) Alloys under Neutron Irradiation // Proc. of 16th International Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry, *Chengdu*, China, 2009, ASTM STP 1529, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2012. P. 37–66.
2. *Бородин О.В., Брик В.В., Василенко Р.Л., Воєводин В.Н., Кальченко А.С., Мельниченко В.В., Неклюдов И.М., Пермяков А.В., Пилипенко Н.Н., Куприянова Ю.Є., Шиляев Б.А*. Модернізація прискорювача єсуві для одночасного опроміненя сталі х18н10т іонами хрому, гелію та водню різних єнергій. Цільова комплексна програма НАН України «Проблеми Ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій споруд та машин» Збірник наукових статей за результатами отриманими в 2007-2009рр. Науковий керівник – академік Б.Є. Патон. Інститут Електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України Київ 2009
3. *Ziegler J.F*. SRIM2006 – The Stopping and Range of Ions in Matter Version 2006 [Electronic resource] / J.F. Ziegler, J.P. Biersack // Program, IBM Corp. – Yorktown, NY, USA, 2006. – Code available in: http://www.srim.org.
4. *Electron* Backscatter Diffraction in Materials Science./ Edited by Adam J. Schwartz, Mukul Kumar and Brent L. Adams 2000 Kluwer Academic/Plenum Publishers 233 Spring Street, New York, N.Y. 10013.
5. *Воеводин В.Н*. Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов / В.Н. Воеводин, И.М. Неклюдов. – К.: Наукова Думка, 2006. – 376 с.
6. *Griffiths M*. // J. Nucl. Mater. 1993. Vol. 205. P. 225.

ПРОЕКТ 4.2

Впровадження дослідних зразків довгомірних перехідникових з'єднань в твердій фазі на Запорізькій АЕС для дострокових іспитів

УДК 621.039:539.4.016

УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ СТВОРЕННЯ ДОВГОМІРНИХ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПЕРЕХІДНИКІВ З МАТЕРІАЛІВ СТАЛЬ 20 – СТАЛЬ 08Х18Н10Т, ВИГОТОВЛЕНИХ МЕТОДОМ ГАРЯЧОЇ ГВИНТОВОЇ ПРОКАТКИ У ВАКУУМІ

Б.В. БОРЦ, доктор техн. наук**,** академік НАН України **І.М. НЕКЛЮДОВ,**
Н.Д. РИБАЛЬЧЕНКО, В.І. СИТІН, кандидати фіз.-мат. наук,
І.О. ВОРОБЙОВ, І.М. КОРОТКОВА, О.О. ЛОПАТА, О.Т. ЛОПАТА, інженери
(ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України)

Запропоновані та випробувані зміни в конструкції стану за допомогою гвинтової прокатки в калібрах. Методом зварювання в твердій фазі на модернізованому вакуумному прокатному стані виготовлені довгомірні біметалічні перехідники з гвинтовою текстурою, що дозволяє отримувати якісне твердофазне з'єднання, довжиною > 200 мм зі сталі з низьким вмістом вуглецю і нержавіючої сталі 08Х18Н10Т. За результатами досліджень розроблена технологія гвинтової прокатки в каліброваних валках.

Ключові слова: *вакуумна гвинтова прокатка, довгомірний трубчатий елемент перехідника, біметалічні композити, модернізація*

Вступ. Діючі атомні енергетичні установки другого і третього поколінь потребують підвищення надійності та продовження ресурсу експлуатації трубопроводів у з'єднаннях різнорідних металів, які розрізняються складом і властивостями, таких як низьковуглецеві сталі з аустенітними. До теперішнього часу такі з'єднання виконуються на атомних станціях методом зварювання плавленням, і як відомо, найбільш схильні до корозійного руйнування.

У ННЦ ХФТІ в 2010-2012 роках при виконанні комплексної програми «Ресурс» були розроблені нові засоби зварювання композиційних матеріалів у твердій фазі методом гарячої вакуумної прокатки на листовому прокатному стані ДУО-170, виробництва ХФТІ [1, 2].

Розроблена технологія пакетної прокатки композиційних матеріалів сталь 20 – сталь 08Х18Н10Т дозволяє виготовляти кільцеві перехідникові вставки різних діаметрів, які впровадженні на довгострокові випробування в турбінне відділення Запорізької Атомної станції (ЗАЕС) та показали працездатність в натурних умовах експлуатації.

На підставі розробленої технології отримання нового композиційного матеріалу нами була складена, узгоджена та затверджена в 2013 році в ДП НАЕК «Енергоатом» «Программа аттестационных испытаний композиционных сварных соединений сталь 20 – сталь 08Х18Н10Т, изготовленных по технологии сварки в твердой фазе» [3].

В процесі виконання комплексної програми «Ресурс» було визначено, що композиційні перехідникові вставки виготовленні пакетним способом не в повній мірі задовольняють потреби технічної документації АЕС ПНАЭ Г-7-008-89 по зварюванню різнорідних металів.

На підставі цих відхилень від затверджених вимог технологічної документації АЕС нами була обґрунтована можливість модернізації наявного устаткування для вакуумної гвинтової прокатки в каліброваних валках довгомірних перехідникових елементів з композиту сталь 20 – сталь 08Х18Н10Т діаметром 30 мм та довжиною більше 200 мм.

Аналіз дослідних зразків довгомірних перехідників виявив ряд недоліків в прокатаних заготівках на

© Б.В. БОРЦ, І.М. НЕКЛЮДОВ, Н.Д. РИБАЛЬЧЕНКО, В.І. СИТІН, І.О. ВОРОБЙОВ, І.М. КОРОТКОВА, О.О. ЛОПАТА, О.Т. ЛОПАТА, 2015

стані ДУО-170, що змусило нас розробити креслення на конструкцію більш потужного нового стану ДУО-175-2 з допоміжною його модернізацією для усунення цих недоліків.

Деформація металу і контактні напруги при прокатці в калібрах. Процеси прокатки відносяться до числа високоефективних економічних способів одержання металевих виробів. Подальший розвиток і вдосконалення цих процесів вимагає комплексного вивчення параметрів прокатки і створення оптимальних умов роботи обладнання.

У зв'язку з цим доцільно розглянути розподіл деформації та контактних напружень при прокатці в калібрах валків прокатних станів, встановити закономірності зміни контактних дотичних напружень і отримати залежності для визначення контактного і повного тиску металу на валки, крутного моменту і положення нейтрального перерізу при прокатці в калібрах. Необхідно було провести розрахунок контактної площі при прокатці в простих і складних калібрах, а також вивчити вплив зовнішніх зон на контактний тиск при прокатці в калібрах, коли $l/h_{cp}<1,5$ (де l - довжина геометричного осередку деформації; h_{cp} - середня висота осередку деформації).

В результаті виконаних комплексних досліджень промислових прокатних станів [4, 5, 6] були встановлені величини тиску металу на валки, крутний моменти, енергетичні параметри, випередження, знос калібрів і точність розмірів прокату. Виявлено резерви прокатних станів та запропоновано рекомендації щодо вдосконалення технології прокатки сортової сталі.

Розроблені заходи збільшують продуктивність прокатного обладнання, підвищують якість і точність розмірів прокату.

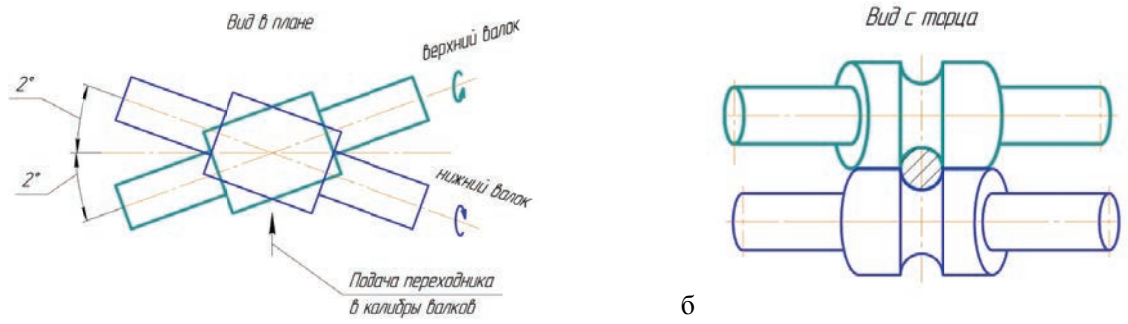
Модернізація стана. Модернізація стана полягала у визначенні оптимального калібрування бочок валків стану для прокатки круглої заготівки діаметром 30 мм, розробці креслень і виготовленні нових валків з проточками спочатку під 14,8 мм і доведення напівдугою проточок до 15,5 мм, щоб забезпечити в прокатаної і обробленої на токарному верстаті заготівці чистовий діаметр 30 мм. Зміни в розмірах проточок були викликані занадто великим облоєм металу на горизонтальному розніманні калібрів валків. Як з'ясувалося, після перших експериментів по прокатці довгомірного перехідника стан не володіє необхідною жорсткістю (сумарна деформація і прогин валків, гвинтова передача упорного гвинта). Номінальний зазор між бочками валків, зведених до металевого контакту, повинен становити 0,5-1 % діаметра бочки, тобто в середньому до 1 мм. На стані фактично віддача валків виявилася до 2,3 мм. В результаті чого зовнішньої шар нержавіючої сталі пішов в облой і порушилася рівномірність зовнішнього шару композиту.

В результаті аналізу дослідних зразків були виявлені відмінності в ступені деформації по поперечному перерізі перехідника. Нерівномірність деформації визначалася за даними мікротвердості складових, заміряних на темплетах поперечного перерізу переходнікової прокатаної заготівки композиту сталь 20 - 08Х18Н10Т. Мікротвердість замірялась за методом Віккерса при навантаженні 25 гр. на приладі LM 700AT фірми «LECO». Нерівномірність деформації складових по перетину заготівки визначалася також шляхом замірів величини зерен складових щодо направлення прокатки [2, 7].

З метою зменшення виявлених недоліків у процесі вдосконалення технології отримання довгомірних переходнікових елементів було передбачено, проводити обтиснення з забезпеченням гвинтової прокатки, що створює отримання гвинтовий текстури. Для цього були розроблені креслення, виконано в металі та змонтовано на стані установку валків з калібрами не традиційно в положенні перпендикулярному по відношенню до напрямку прокатки, а кожен валок був повернений під кутом 2° щодо осі розміщення валків в стані ДУО-170 і розгорнуті в протилежні сторони (на рисунк-схема і зовнішній вигляд представлені на рис. 1 а, б, 2).

Таким чином валки виявилися повернеными один щодо іншого на 4°, що має змусити заготівку додатково обертатися щодо своєї осі в процесі поступального руху в момент прокатки. Це має призвести до зменшення виходу матеріалу в облой за рахунок збільшення зони його зміщення текстури по гвинтовій лінії (рис. 3, 4).

Зміни положення валків призвело до додаткових змін у конструкції вхідної і вихідної проводок (див. рис. 5), які були виготовлені з урахуванням виникаючих зусиль крутного моменту на зразок при русі заготівки, що прокатують, а також до істотної зміни конструкції кріплення подушок валків з підшипниками.



а б

Рис. 1. Рисунок-схема розміщення валків: а - вид в плані; б - вид з торця

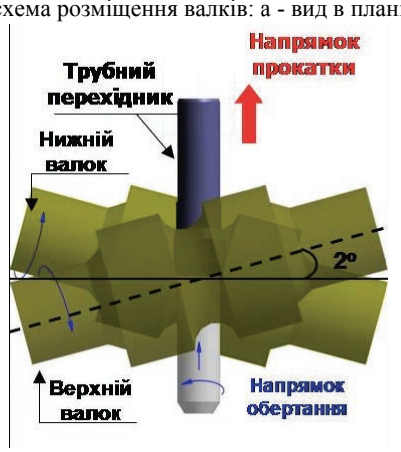
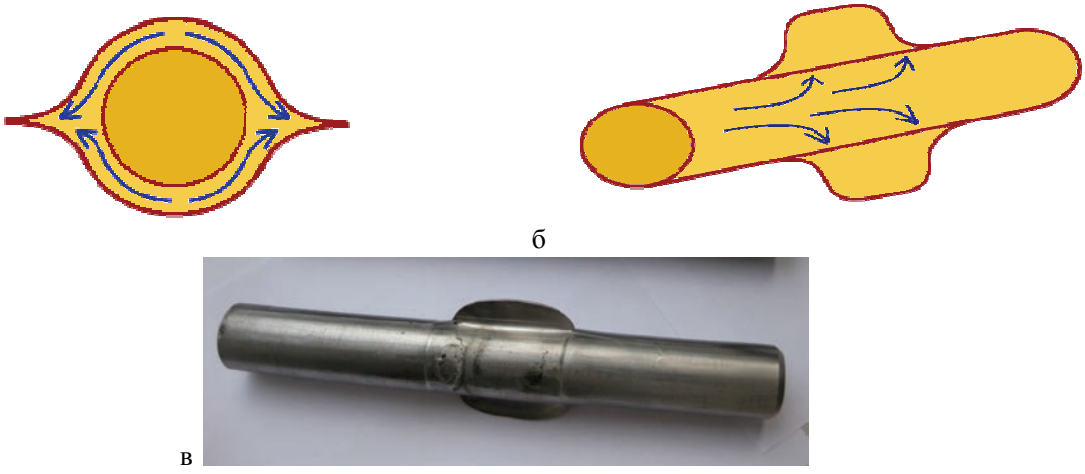


Рис. 2. Зовнішній вигляд розміщення валків та напрямки руху під час прокатки, вид зверху



а б

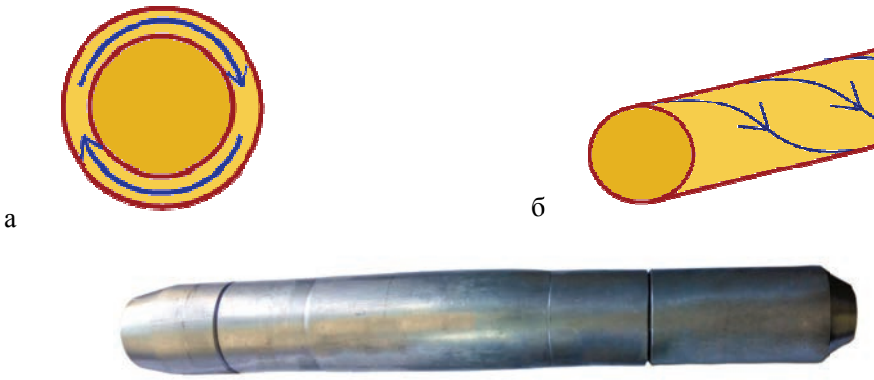
в

Рис. 3. Напрямок течії металу з використанням паралельних валків. На рисунку вказані схема з торця зразку (а ,б)

Додатково були зроблені конструктивні зміни у заготівці перехідника, а саме: дві проточки спочатку циліндричні, а надалі конічні і конструкція кінця заготівки стрижня зі сталі 20 з метою більш щільного закріплення його в тілі вихідної заготівки. Ці зміни виключають можливість виштовхування стрижня заготівки в перший момент початку прокатки при вході в калібри валків.

На відміну від попередніх експериментів, при яких прокатка здійснювалася на стані без гвинтового руху, на стані з гвинтовою прокаткою валками вхідний конус на заготівці перехідника був змінений з 45° на 25° для кращого захоплення заготівки валками.

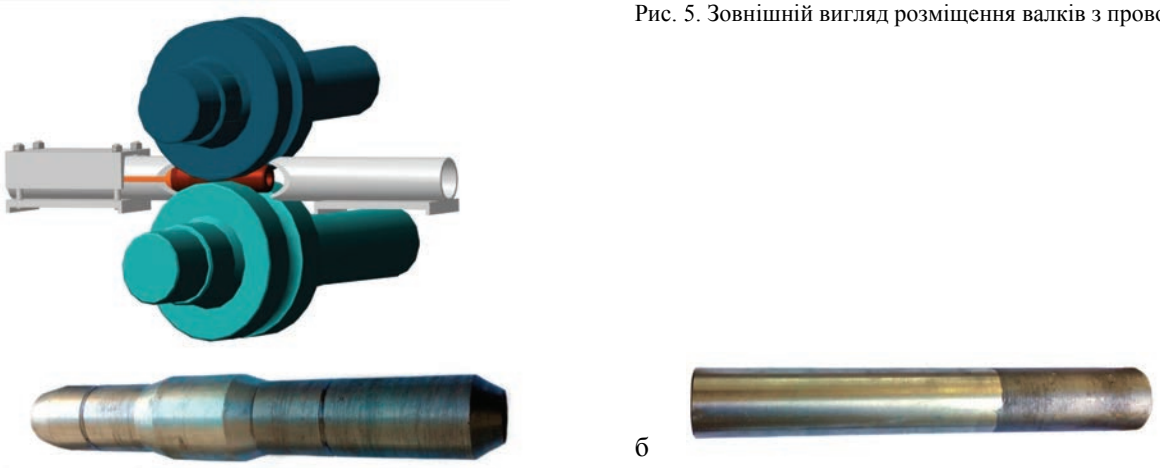
Виготовлення зразків довгомірного перехідника по удосконаленій технології та контроль якості. Для оцінки працездатності стана під час прокатки за новою методикою довгомірних перехідникових елементів в валках з винтовою прокаткою, були проведені тестові випробування на модельному матеріалі - алюмінії. Заготівка виготовлялася за кресленнями композиційного перехідника.



а б в

Рис. 4. Напрямок течії металу при гвинтової прокатці з використанням винтової текстури при прокатки. На рисунку вказані схема з торця зразку (а) та загальний вигляд текстури(б), а також вигляд тестового зразку з алюмінію, виготовленого за цією схемою (в)

Рис. 5. Зовнішній вигляд розміщення валків з проводками



а б

Рис. 6. Довгомірний трубчатий елемент, виготовлений на стані ДУО-175-2: а – до прокатки; б – після прокатки та обробки

Апробація нової технології прокатки підтвердила можливість отримання осьового обертання заготівки в поєднанні з одночасним поступовим її рухом у процесі прокатки при твердофазному з'єднанні складових перехідника.

Як показали експерименти прокатки довгомірного перехідника за вдосконаленою новою технологією з гвинтовою прокаткою виявився вірним.

Отримані експериментальні зразки мали гвинтову текстуру, що забезпечує рівномірне обтиснення матеріалу по всьому периметру заготівки в місцях твердо фазного з'єднання двох різнорідних матеріалів (рис. 6).

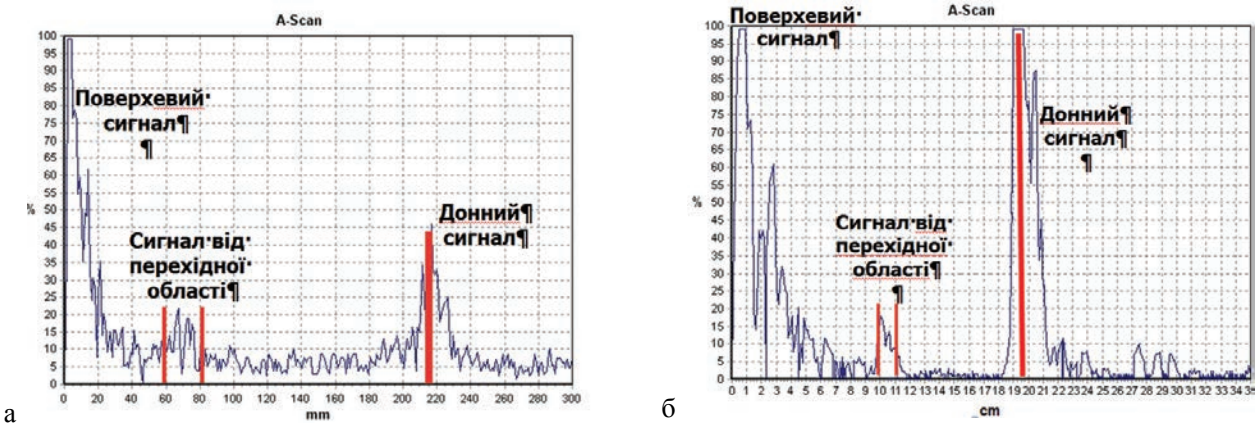
Проведення неруйнівного ультразвукового контролю отриманих довгомірних трубних перехідників сталь 20-08Х18Н10Т. Серед безлічі методик [8] проведення ультразвукового контролю вибір тієї чи іншої методики повинен враховувати максимальну можливість виявлення можливого дефекту. Зовнішній вигляд контрольованого зразку представлений на рис. 6, б. Ультразвуковий дефектоскоп - УД4-76.

Для довгомірних трубчатих перехідників сталь 20 - 08Х18Н10Т були обрані 2 методики: ехо-метод, з використанням суміщених прямих п'єзоелектричних перетворювачів (ПЕП), з частотою 2,5МГц, і ехо-дзеркальний метод.

Перед проведенням ультразвукового контролю прилад проходив калібрування на тестовому еталонному дефектному та бездефектному зразках з використанням, як прямих так і похилих ПЕП. У разі наявності дефекту при використанні ультразвукового контролю (УЗК) ехо-дзеркальним методом, амплітуда сигналу перехідній області буде вище амплітуди перехідної зони бездефектного еталонного тест-зразка. У разі використання ехо-методики УЗК, сигнал перехідній області повинен порівнюватися з

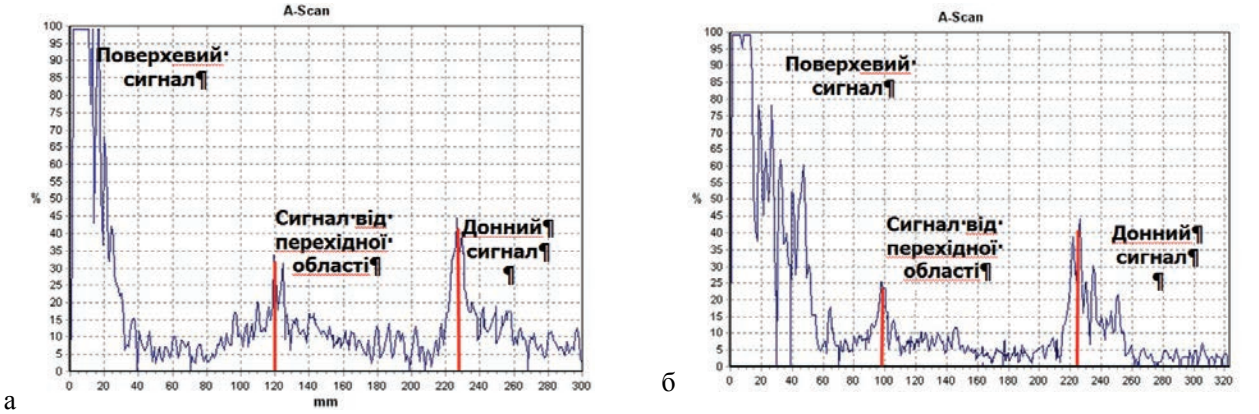
донним сигналом зразка, що досліджується. Про наявність дефекту свідчитиме амплітуда донного сигналу, що перевищує амплітуду сигналу перехідній області.

Результати УЗК довгомірних трубчатих перехідників ехо-методом представлені на рис. 7, а ехо-дзеркальним методом на рис. 8. Як видно на осцилограмах дефектів в тілі і на межі складових відсутні дефекти у вигляді тріщини, порожнин і незварних ділянок.



а б

Рис. 7. Осцилограма перехідної області контрольного зразка сталь 20-нержавіюча сталь - ехо-метод: а - контроль з боку сталі 08Х18Н10Т; б - контроль з боку сталі 20



а б

Рис. 8. Осцилограма перехідної області контрольного зразка сталь 20-нержавіюча сталь - ехо-дзеркальний метод: а - контроль з боку сталі 08Х18Н10Т; б - контроль з боку сталі 20

Розробка технологічної інструкції по зварюванню в твердій фазі довгомірних перехідників з зовнішньою втулкою зі сталі 08Х18Н10Т та внутрішнього стрижня зі сталі 20. Для відповідності вимогам технологічної документації АЕС ПНАЭ Г-7-008-89 [9] була розроблена технічна документація з виготовлення довгомірних композиційних перехідників. Яка містила технологічну інструкцію за порядком роботи по з'єднанню перехідникових елементів різнорідних металів в твердій фазі методом гарячої вакуумної прокатки. Відповідно до вимог було прописано серію обов'язкових випробувань з контролю якості.

В інструкції надано перелік таких етапів виготовлення:

– Описано процес підготовки вихідних матеріалів: механічна обробка втулки та стрижня зі сталі 20 перед складанням в вихідну заготовку до прокатки та зборка пакетів під прокатку.

– Процес з'єднання елементів перехідника на вакуумному прокатному стані ДУО-175.

– Вимоги безпеки в процесі з'єднання складових композитних перехідників.

– Заключні операції після отримання перехідникового елементу.

– Контроль якості з'єднання складових в готовому виробі.

Оскільки основними умовами отримання композиційних перехідників було забезпечення високої міцності та герметичності при оцінці якості отриманих виробів, орієнтувалися на основний документ

вимог правил контролю для обладнання і трубопроводів атомних енергетичних установок, зварні з'єднання і наплавлення ПНАЭ Г-7-010-89 [10].

Дані правила контролю (ПК) є керівним матеріалом при проектуванні, конструюванні, виготовленні, монтажі обладнання і трубопроводів та встановлюють порядок, види, обсяги і методи контролю та норми оцінки якості зварних з'єднань і наплавлених деталей (виробів).

Згідно вимог контролю за ПНАЭ Г-7-010-89 для наших виробів передбачені такі види випробувань:

1. Неруйнівний метод ультразвукового контролю по поверхні в місці з'єднання шарів різнорідних металів згідно ГОСТ 14782-86 [11].

2. Контроль герметичності шляхом гідравлічних випробувань при наповненні рідиною під тиском (водою) внутрішньої частини трубної заготовки і витримці під тиском до 200 бар протягом доби.

3. Механічні випробування на міцність при зсуві шарів складових композиту згідно ГОСТ 14759-69 [12] для клейових з'єднань листових матеріалів.

4. Металографічні дослідження щільності і протяжності межі з'єднання, а також товщини шарів і ступеня деформації структури в зоні з'єднання складових металів.

Контроль якості:

– за пунктом 1 проходять 100 % перехідників від партії;

– за пунктом 2 (гідравлічні випробування на герметичність) 1 зразок від партії після 100 % ультразвукового контролю;

– за пунктом 3 і 4 проходять по 1 виробу від партії перехідників.

Висновки

1. Була розроблена і модернізована конструкція вузлів прокатного стану, що дозволила отримувати довгомірні трубні перехідники для АЕС, за допомогою обертання трубного перехідника при прокатці.

2. Зразки-макети довгомірних трубних перехідників після прокатки показали наявність гвинтовий текстури уздовж поверхні зразку, а також відсутність кривизни заготівок при використанні модернізованих валків встановлених під кутом один до одного.

3. Конструювання, виготовлення і додаткова модернізація нового більш потужного вакуумного стану ДУО-175-2 взамін значно зношеного стану ДУО-170 дає можливість отримати більш якісні довгомірні перехідникові елементи зі сталі 20 з нержавіючою сталлю типу 08Х18Н10Т, які плануються до впровадження на атомних станціях.

4. Неруйнівний ультразвуковий контроль показав відсутність дефектів в тілі і на кордонах складових.

5. Розроблені методики контролю якості перехідникових елементів згідно правил контролю «Обладнання та трубопроводи атомних енергетичних установок, зварні з'єднання і наплавлення, правила контролю» (ПНАЭ Г-7-010-89) та підготовлена технологічна інструкція по зварюванню в твердій фазі довгомірних перехідників з зовнішньою втулкою зі сталі 08Х18Н10Т та внутрішньою зі сталі 20.

1. *Земзин В.Н.* Сварные соединения разнородных сталей//Сварка и свариваемые материалы. – М.: Металлургия,1991. – Т.1. – С. 422-442.
2. *Підвищення ресурсу* експлуатації трубопроводів АЕС за рахунок застосування довгомірних композиційних вставок з різнорідних матеріалів / Борц Б.В., Воєводин В.М., Неклюдов І.М // у збірнику «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» — Київ : Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона, 2012. — С. 154-158
3. *Программа* аттестационных испытаний композитных сварных соединений сталь 20- сталь 08Х18Н10Т, изготовленных по технологии сварки в твердой фазе/ Шавлаков А.В. и др.: Лист № 15-31/4323: утв. 25.06.2013
4. *Целиков А.И.* Теория расчета усилий в прокатных станах. Справочник. – М.: Металлургиздат,1962.– 494 стр.
5. *Тарновский И.Я., Леванов А.Н., Поксеваткин М.И.* Деформация металлов при прокатке. – Свердловск: Металлургиздат,1956. – 287 стр.
6. *Деформации* и напряжения при обработке металлов давлением./ Полухин П.И., Воронцов В.К., Кудрин А.Б., Чиченев Н.А. – М.: Металлургия,1974. – 336 стр.
7. *Применение* твердофазных соединений для повышения надежности трубопроводов реакторов 2 и 3 поколения / Б.В. Борц, В.Н. Воеводин, И. М. Неклюдов, И.М. Короткова, А.А. Лопата, А.Т. Лопата, Н.Д. Рыбальченко, В.И. Сытин, В.А. Александров // Наука та інновації. — 2013. — Т.9, № 2. — С. 10-17.
8. *Самойлович Г.Ф.* Неразрушающий контроль металлов и изделий: Справочник.– М.: Машиностроение, 1976. – 456 с.
9. *ПНАЭ Г-7-008-89 (ДНАОП 0.04-1.05-90)* Правила устройства и безопасной эксплуатации оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок.

10. *ПНАЭ Г-7-010-89*. Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок, сварные соединения и наплавки, правила контроля.
11. *ГОСТ 14782-86*. Контроль неразрушающий. Соединения сварные. Методы ультразвуковые.
12. *ГОСТ 14759-69*. Клеи. Метод определения прочности при сдвиге.

ПРОЕКТ 4.4

Підвищення ресурсу та надійності шарнірних та ущільнювальних з'єднань в блоках паророзподілу циліндрів високого та низького тиску парових турбін АЕС шляхом синтезу на робочих поверхнях з'єднань наноструктурних захистних покриттів, випуск деталей з покриттями для промислових випробувань

УДК 621.793.74:669.094:54

РОЗРОБКА ДОСЛІДНОГО ПРОЦЕСУ КОМБІНОВАНОГО ВАКУМНО-ДУГОВОГО ЗМІЦНЕННЯ (АЗОТУВАННЯ ОСНОВИ + ЗАХИСНЕ ПОКРИТТЯ) ДЕТАЛЕЙ ВУЗЛІВ ТЕРТЯ ДЛЯ БЛОКУ ПАРОРОЗПОДІЛУ ТУРБІН

В.А. БІЛОУС, д-р. техн. наук, **М.С. ЛОМІНО,** канд. фіз.-мат. наук,
Ю.О. ЗАДНІПРОВСЬКИЙ, І.Г. ЄРМОЛЕНКО, мол. наук. спів-ки
(ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України)

В цілях збільшення експлуатаційного ресурсу блоку паророзподілу турбіни розроблено процес модифікування поверхонь робочих деталей, що представляють пару тертя, з використанням методу вакумно-дугового випару металів. Цей процес реалізовано у двохстадійному технологічному циклі: зміцнення основи сталевих поверхонь методом іонно-плазмового азотування і подальше осадження на них захисних покриттів на основі з'єднань MoN і TiN. Детально досліджено залежність фізичних характеристик модифікованих зразків (профілі мікротвердості по глибині від поверхні, а також структурні особливості азотованих шарів і нітридних покриттів) від умов іонно-плазмової обробки. Було виконано порівняльні лабораторні випробування службових характеристик (абразивної та корозійної стійкості) різних зразків, і продемонстровано істотне поліпшення цих характеристик для модифікованих поверхонь в порівнянні з деталями без вказаної обробки.

Ключові слова: *вакумна дуга, азотування, захисні покриття, абразивний знос, корозія*

Ресурс парової турбіни визначається стійкістю її окремих вузлів до різного виду впливів, що виникають при її експлуатації. Істотний знос робочих поверхонь окремих конструкційних елементів турбіни пов'язаний з руйнівним впливом високошвидкісних потоків пари і води [1-2]. При цьому реалізуються процеси абразивно-ерозійного, корозійного і кавітаційного зносу. Для деяких вузлів турбіни характерними умовами роботи є також динамічні навантаження, до яких схильні контактуючі поверхні деталей пар тертя. Такими, зокрема, являються деталі, використовувані в конструкції блоку паророзподілу турбіни К-325 з умовною назвою «Упор» і «Шарнір». Зображення цих деталей приведено на рис.1, де робочі поверхні, що труться та схильні до підвищеного зносу, забарвлені в жовтий колір.

Ці деталі є досить масивними (маса деталі «Упор» - 5 кг, «Шарнір» - 7 кг), а площа їх контактуючих поверхонь складає ~60 см^2. Контакт деталей здійснюється у вологопаровому середовищі при температурах до 350 ºС і при значних питомих тисках на контактуючих поверхнях. Для роботи в таких тяжких умовах експлуатації деталі виготовляються з жароміцних сталей типу 25Х1МФ. Окрім цього, згідно з технічними умовами, необхідно також забезпечити твердість на контактуючих поверхнях не менше 500 HV (H_μ = 5 ГПа).

У процесах тривалої експлуатації турбіни відбувається підвищений знос контактуючих поверхонь цих деталей, що призводить до зниження ефективності роботи блоку паророзподілу і зниження ресурсу роботи турбіни в цілому. У зв'язку з цим виникає необхідність підвищення експлуатаційних характеристик деталей, що становлять вказану пару тертя. Найбільш реальним вирішенням такої проблеми, на наш

© В.А. БІЛОУС, М.С. ЛОМІНО, Ю.О. ЗАДНІПРОВСЬКИЙ, І.Г. ЄРМОЛЕНКО, 2015

погляд, є модифікування робочі поверхні деталей цього вузла шляхом їх зміцнення за допомогою методу іонно-плазмового азотування з подальшим нанесенням захисних покриттів при вакумно-дуговому осадженні.

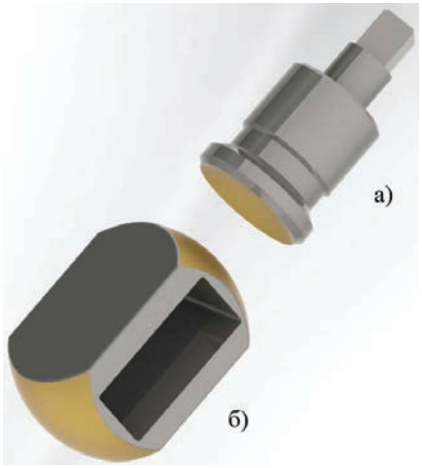


Рис. 1. Деталі пари тертя блоку пароросподілу: а - «Упор»; б - «Шарнір»

Використання процесу вакумного іонно-плазмового азотування для підвищення міцностних властивостей основи деталі є альтернативою традиційно вживаному процесу термічного (пічного) азотування, що реалізується при атмосферному тиску [3]. В якості додаткового захисту від різних видів зносу (ерозійного, абразивного і корозійного) запропоновано використання високотвердих зносостійких покриттів на основі нітриду титана та молібдену. Обидві послідовні стадії модифікування робочих поверхонь деталей (азотування + осадження захисних покриттів) здійснені в єдиному технологічному процесі при одноразовому завантаженні цих деталей у вакуумну камеру.

Стадія іонного азотування деталей відбувалася при ініціюванні в робочій камері двоступінчатого вакумно-дугового розряду (ДВДР) [4], що горить в розрідженій атмосфері азоту. Температура на зміцнюваній поверхні деталі, виміряна за допомогою пірометра, знаходилася в межах 550÷620°С. Тривалість стадії азотування в експерименті змінювали в межах 15÷60 хв. Виміри товщини зміцненого шару робили на поперечних шліфах зразків. Для цих цілей використовувалася методика індентування за допомогою приладу Nanoindenter G200. Початкове значення твердості на непроазотованій поверхні зразків не перевищувало 3,5 ГПа.

При проведенні процесу азотування в плазмі двоступінчатого тліючого розряду основним діючим елементом дифузійного насичення приповерхневих шарів сталі є азот, активований в розряді. Відомо, що в результаті іонно-плазмової обробки можуть бути реалізовані два види азотування, так звані «біле» і «чорне» [5, 6]. На рис. 2 представлені фотографії поверхні зразків, отриманих в двох режимах азотування, що відрізняються величиною тиску робочого газу (азоту). Чорний наліт, який спостерігається на рис.2б, зв'язують з інтенсивним утворенням на поверхні сталі нітриду заліза в умовах підвищеного тиску азоту. Наявність подібного нальоту характерна також для поверхні сталі, проазотованою в процесах термічного (пічного) азотування при атмосферному тиску. Зменшуючи тиск азоту при роботі ДВДР можна було виходити на режим з «білим» азотуванням (рис. 2, а).

Модифікування поверхні ст. 25Х1МФ для деталі «Упор» з осадженням TiN - покриття відбувалося за аналогічною схемою попереднього азотування, що і для деталі «Шарнір» з MoN- покриттям. Вибір величини тиску газового середовища при отриманні покриттів різного складу MoN і TiN робили виходячи з необхідності забезпечення приблизної рівності значень мікротвердості H_μ для цих покриттів. Така умова продиктована особливостями роботи зміцнюваних деталей в парі тертя з симетричними контактними навантаженнями.

Для вибору відповідних параметрів процесу осадження, що забезпечують вказані вимоги до твердостних характеристик осаджуваних покриттів, були виміряні їх значення H_μ при зміні тиску азоту в межах $P_{N2}=(10^{-5}\div10^{-2})$Торр і при різних потенціалах на підкладці. На рис.3 приведені результати цих вимірів для нітридних покриттів різного складу.

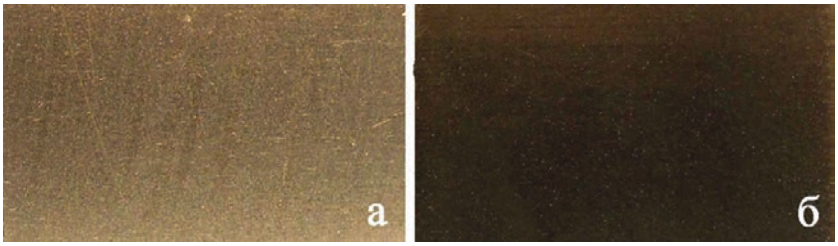


Рис. 2. Фотографія поверхні зразків, підданих іонному азотуванню: а - «біле» азотування; б - «чорне» азотування

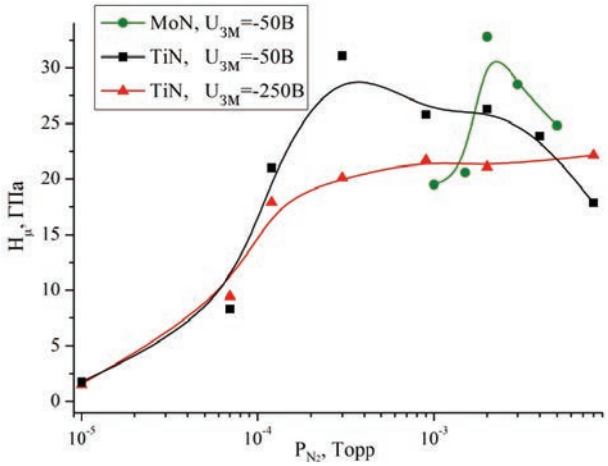


Рис. 3. Залежності мікротвердості покриттів від тиску робочого газу і потенціалу зміщення

Як випливає з цього рисунку, значення мікротвердості отримуваних покриттів істотно змінюються в межах порядку величини залежно від тиску азоту. При цьому існують режими, при яких ці значення для TiN- і MoN - покриттів близькі за величиною. Для MoN- покриттів експериментальні точки на кривій $H_\mu(P)$ приведені тільки для тисків азоту $P \geq 10^{-3}$Торр. Це пов'язано з тим, що при менших тисках газу відбувається розтріскування покриттів, яке перешкоджає їх застосуванню в службових цілях. У порівняно вузькому інтервалі тисків ($P_{N2}=(10^{-3} \div 10^{-2}$Торр), де такі дефекти поверхні відсутні, крива мікротвердості для MoN- покриттів має екстремальний характер, досягаючи в максимумі значення H_μ=33 ГПа.

Відсутність видимих тріщин на поверхні покриттів є необхідним, але недостатнім критерієм придатності для службового застосування. Високотверді покриття складу Mo-N з досить високим рівнем внутрішньої напруги при їх релаксації в часі, а так само під впливом навантажень, можуть також розтріскуватися, що негативно відбивається на їх службових властивостях. Тому остаточний вибір режиму отримання покриттів, і, відповідно, оптимальної величини H_μ, проводився за підсумками службових випробувань.

Таблиця 1. Мікротвердість покриттів при різних потенціалах зміщення ($P_{N2}=(1,5 \div 2)10^{-3}$Торр)

$U_{зм}$, В	H_μ, ГПа	
	MoN	TiN
50	33.9	27.2
60	29	26.2
100	23.5	24.5

Максимальні значення твердості для MoN - покриттів були отримані при мінімальних потенціалах зміщення, що відповідало «холоднішим» умовам осадження. Підвищення потенціалу і, відповідно, температури в зоні конденсації призводило до більш рівноважних умов осадження, і при цьому мікротвердість осаджуваних покриттів знижувалася (табл. 1). Для TiN- покриттів поява тріщин, характерних для деяких режимів осадження покриттів з нітриду молібдену, не зафіксована в усьому дослідженому діапазоні параметрів процесу осадження, що може свідчити про нижчий рівень внутрішньої напруги цих покриттів.

Аналіз рентгенівських спектрів, отриманих на зразках з покриттями різних складів, дозволив оцінити величини макродеформаційної напруги стиснення у вибраних (оптимальних) режимах осадження і результати представлені в табл. 2.

Таблиця 2. Макродеформаційна напруга стиснення і мікротвердість покриттів

Покриття	Потенціал зміщення, В	$H_μ$, ГПа	Деформація стиснення, ε %
MoN	-85	27,8	-1,84 %
TiN	-90	25,8	-0,77

Як випливає з цієї таблиці, в покриттях на основі MoN рівень такої напруги істотно більш високий, ніж в TiN -покриттях, навіть коли значення мікротвердості цих покриттів мало відрізняються.

Для дослідження поведінки твердості зміцнюваних шарів по глибині від поверхні на наноіндентері G200 було виконано індентування по поперечному шліфу зразків. Глибина індентування складала 500 нм. Результати покрокового індентування представлені на рис. 4.

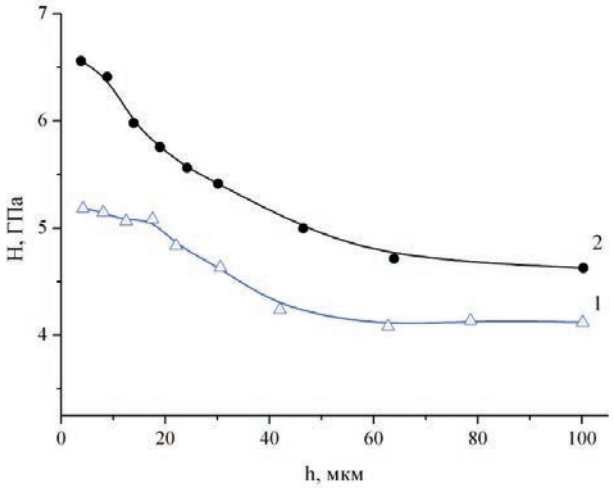


Рис. 4. Розподіл твердості по глибині азотованих шарів при «білому» (1) і «чорному» (2) азотуванні

Як випливає з порівняння розподілів твердості на різних відстанях від поверхні зразків в режимах «білого» і «чорного» азотування, які відрізняються величиною тиску азоту («біле» - при $P_{N2}=1,5\cdot10^{-3}$ Торр і «чорне» - при $P_{N2}=5\cdot10^{-3}$ Торр), «чорне» азотування має переваги як по глибині азотування, так і за величиною твердості. Змінюється також і забарвлення поверхні зразка, пов'язане зі збільшенням на ній щільності нітридних з'єднань заліза. Як показав досвід нанесення нітридних покриттів, наявність такого чорного шару не дозволяє досягти на проазотованих таким чином основах задовільного рівня адгезії. Експерименти по осадженню нітридних покриттів при різних тисках азоту дозволили визначити верхню межу по тиску, вище за яку реалізується небажаний ефект «чорного» азотування, і усі подальші експерименти були виконані в умовах «білого» азотування.

Другим параметром, який вагомо впливає на процес азотування, є температура зразка. На рис. 5 представлені профілі твердості по глибині шару зміцнення проазотованих зразків ст.25Х1МФ в залежності від параметрів процесу іонно-плазмового азотування - температури нагріву цих зразків і тиску робочого газу азоту.

З рисунка виходить, що ці розподіли, отримані в різних режимах процесу азотування, мають вигляд кривих, що спадають від поверхні углиб зразка і ассимптотично наближаються до значення Н~3,5ГПа на відстанях від поверхні ~120÷150 мкм. Твердість проазотованих зразків з боку лицьової поверхні істотно перевищує початкову твердість основи. При цьому мають місце відмінності в поведінці приведених профілів залежно від параметрів процесу азотування. Комбінуючи величини цих параметрів - тиска і температури, можна в певних межах впливати на розподіл фізичних характеристик зміцнюваного шару.

Безпосередньо після завершення процесу азотування основи (сталь 25Х1МФ) на поверхню зразків, що імітують деталі «Шарнір» або «Упор», вакумно-дуговим методом осаджувався тонкий (≤2мкм) шар

металу, відповідно, титану або молібдену. Це забезпечувало високий рівень адгезії з більш товстими (до ~10 мкм) нітридними шарами металів, що осаджуються на наступному етапі модифікування поверхні.

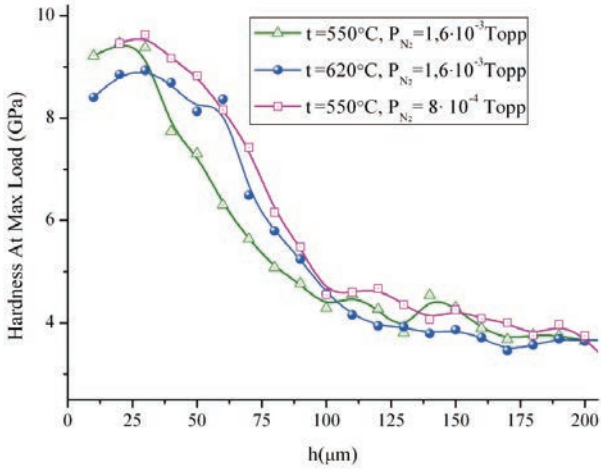


Рис. 5. Профілі твердості по глибині від поверхні зразка при різних параметрах процесу азотування

На рис. 6 приведені розподіли відносного вмісту азоту і мікротвердості по глибині для двох зразків - проазотованого і проазотованого з подальшим осадженням покриття MoN. (Профілі концентрації азоту виміряні з кроком 10мкм за допомогою рентгено-флуоресцентного мікроаналізу на електронному мікроскопі.)

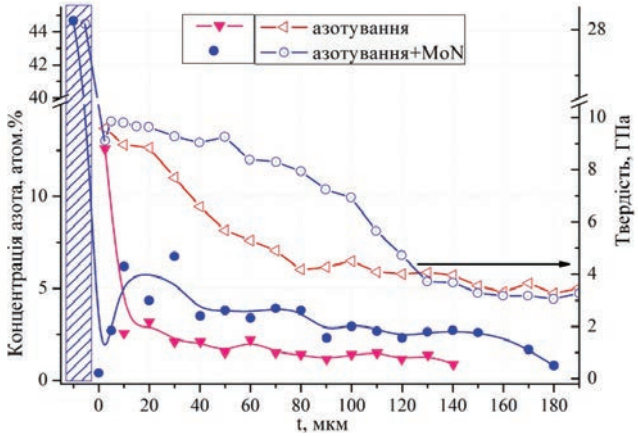


Рис. 6. Профілі концентрації азоту і твердості по глибині в процесах іонного азотування і азотування з подальшим осадженням покриття MoN. (Штрихуванням позначена область, що відноситься до покриття)

З рис. 6 витікає, що концентрації азоту і глибини його проникнення в матеріал підкладки для вказаних зразків істотно відрізняються. Підвищений (до 45 атом. %) вміст азоту в осадженому покритті пов'язаний з синтезом відповідних фаз нітриду молібдену, тобто зі знаходженням азоту в стійкому (зв'язаному) стані. Саме наявністю цих фаз пояснюється і підвищений рівень твердості в осадженому нітридному шарі. Під MoN - покриттям розташовувався тонкий проміжний шар молібдену, осаджений в умовах високого вакууму, і саме до цього шару відносяться точки на кривій цього рисунка з мінімальним вмістом азоту. Проте просторова протяжність цього провалу (~10 мкм) істотно перевищує товщину осадженого Mo-шару, що, можливо, пов'язано з процесами деазотування частини поверхні зразка при її нагріві на стадії іонного бомбардування перед осадженням прошарку молібдену.

Згідно з приведеними на рис.6 розподілами концентрацій азоту в сталевій підкладці, в результаті проведення процесу азотування основна кількість азоту зосереджена в приповерхневому шарі завтовшки до 20 мкм, а глибше, аж до рівня ~80÷100мкм, проникнення азоту обмежене на рівні не більше 2,5 ат. % . Цей рівень концентрацій азоту, розчиненого в сталі, забезпечує зареєстроване в експерименті збільшення твердості в приповерхневому шарі.

На рис. 7 приведені порівняльні фотографії поперечних зламів початкового і проазотованого зразка з покриттям MoN. Ці фотографії отримані за допомогою скануючого електронного мікроскопа.

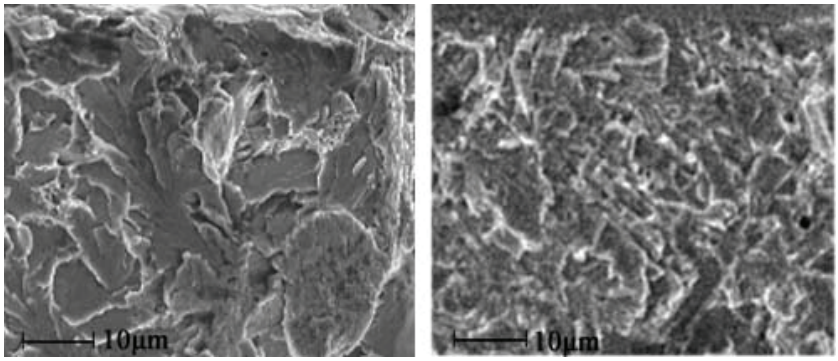


Рис. 7. Фотографії поперечних зламів : 1 - початковий зразок сталі 25Х1МФ, 2 - проазотована сталь з MoN покриттям

Структурі сталі без іонно-плазмової обробки (рис. 7 (1)) притаманна наявність характерних зернистих утворень з вмістом зерен переважно великого розміру ~10 мкм і більше. В результаті азотування (див. рис. 7 (2)) відбувається істотна перебудова структури сталі, що відображується в подрібненні розмірів зерен до величин 1÷3 мкм (безпосередньо під MoN - покриттям) з тенденцією їх укрупнення до ~10 мкм при видаленні від поверхні на відстані до 100 мкм. Така поведінка структурних характеристик сталі відображує характер просторового поширення азоту в глибину металу і, відповідно, формує профіль мікротвердості (рис. 6).

Фазовий склад зразків досліджено на установці ДРОН-3, і на рис. 8 представлені рентгенограми, отримані на сталі 25Х1МФ як в початковому стані, так і після іонно-плазмової обробки.

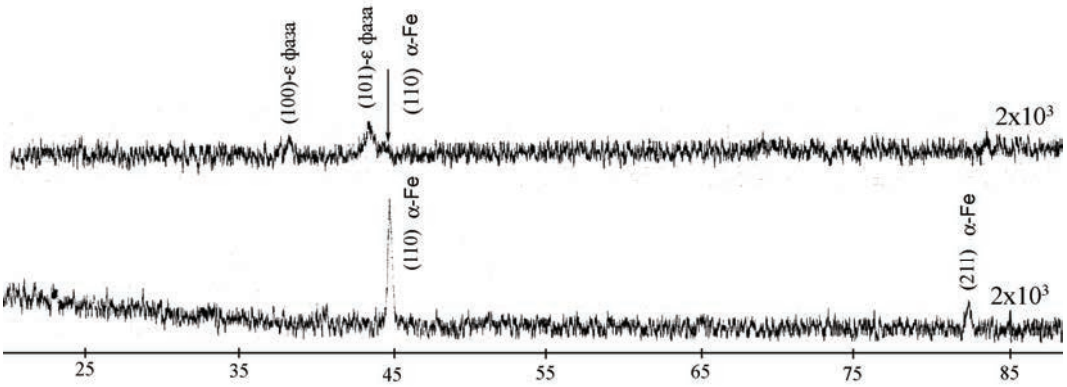


Рис.8. Рентгенограми початкової сталі 25Х1МФ (внизу) і зміцненої іонним азотуванням (вгорі)

У проазотованому шарі сталі азот знаходиться у вигляді твердого розчину в α-залізі, а також, як випливає з рис. 8, у виді ε-фази Fe_3N з гексагональною решіткою. Оскільки підвищений (~10 %) вміст азоту відноситься до порівняно тонкого шару металу поблизу поверхні (див. рис. 6) то, вочевидь, що вказана фаза нітриду заліза реалізуються саме в цьому шарі. У глибших шарах (>10 мкм) з концентрацією азоту C_{N2} ~ 2,5 % останній знаходиться у вигляді твердого розчину в залізі.

Аналіз рентгенівських спектрів зразків з покриттями, представлених на рис. 9, дозволяє дати наступну оцінку для кристалічних орієнтацій в отримуваних покриттях. У покриттях на основі нітриду титану переважно реалізований сильний рефлекс (111), що відповідає кристалічній структурі типу NaCl с параметром а = 0,426 нм і розміром області ОКР L ≈ 41 нм. Рентренівський спектр для покриттів на основі нітриду молібдену більш складний. У ньому представлені три лінії γ- Mo_2N з параметром кристалічної решітки а = 0,420 і розміром області ОКР L ≈ 11 нм. При цьому амплітуди кожного з цих рефлексів трохи відрізняються один від одного.

Такі відмінності рентгенівських спектрів нітриду титану і молібдену знаходять підтвердження в структурних електронно-оптичних зображеннях зламів зразків з покриттями різного складу (рис. 10). Насправді, якщо на фотографії зламу TiN- покриття можна спостерігати чітко виражену стовпчасту

структуру переважної орієнтації, то на зламі покриття на основі MoN кристаліти більш дрібнорозмірні, а переважна їх орієнтація відсутня.

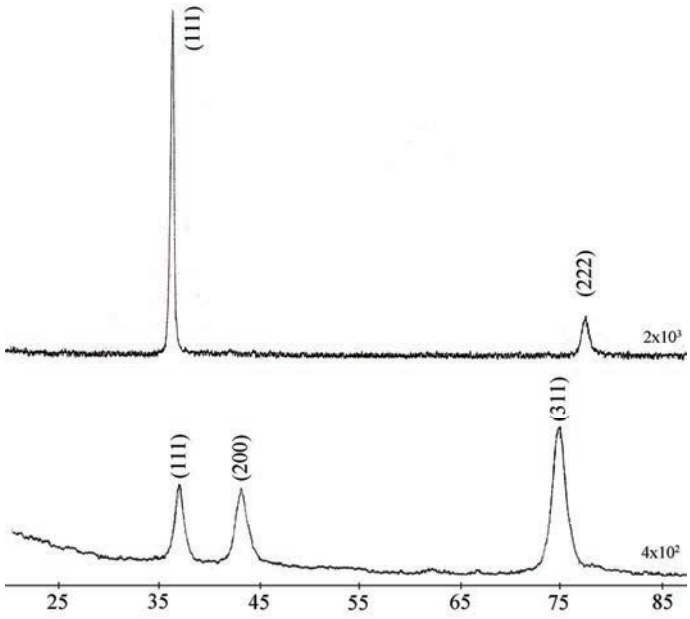


Рис. 9. Рентгенограми захистних покриттів на основі TiN (вгорі) и MoN (внизу)

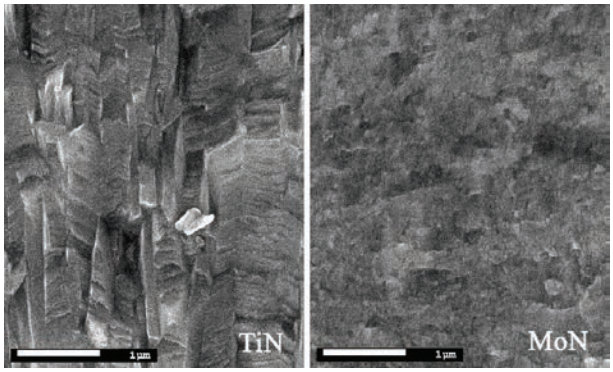


Рис. 10. Електронно-оптичні зображення зламів TiN і MoN- покриттів

Для іонно-плазмового азотування з подальшим нанесенням захисних покриттів характерні високі адгезійні характеристики отримуваного утворення основа-покриття. На рис. 11 представлені фотографії зламів зразків з покриттями. Звертає увагу висока міра узгодженості профілів меж як між підкладкою і металом, так і між металом і його нітридом, що свідчить про задовільний рівень адгезії.

Для досліджень корозійної стійкості (у середовищі 3 % NaCl) використовувалася потенціометрична методика випробувань. На рис. 12 представлені криві залежностей щільності струму від потенціалу для наступних зразків: первинної сталі; сталі, проазотованої в розряді; і проазотованої сталі із захисними покриттями MoN і TiN. Також для порівняння на цьому рисунку приведені результати корозійних випробувань сталі після пічного азотування. З ходу кривої j(Ф) для не обробленої ст.25Х1МФ витікає, що цей матеріал має низьку корозійну стійкість. Проведення процесів пічного або іонно-плазмового азотування призводить до підвищення антикорозійних характеристик сталі, причому другий з вказаних процесів має перевагу. Проте найкращі захисні характеристики від дії корозійного середовища мають зразки при комбінованому модифікуванні, коли на проазотовану в газорозрядній плазмі поверхню сталі нанесли покриття складів MoN або TiN.

На рис. 13 приведені порівняльні результати по дослідженню стійкості різних зразків при абразивному діянні. Абразивний знос покриттів проводили на установці, описаній в [7].

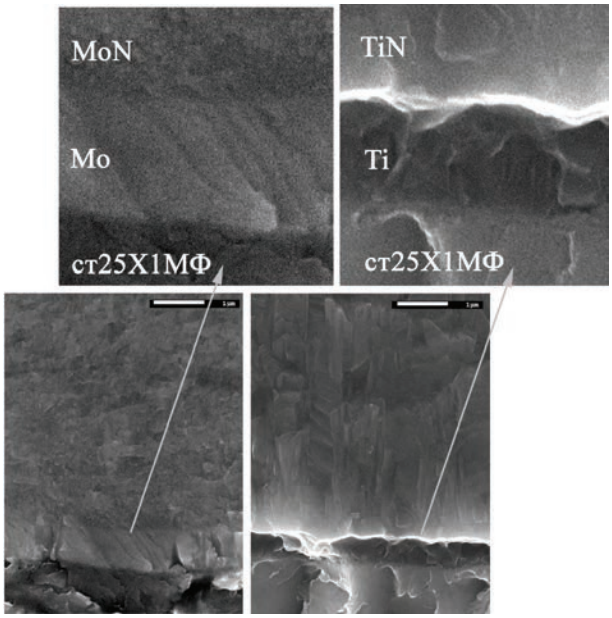


Рис. 11. Зображення поперечних зламів зразків сталі з осадженими шарами металів і їх нітридів

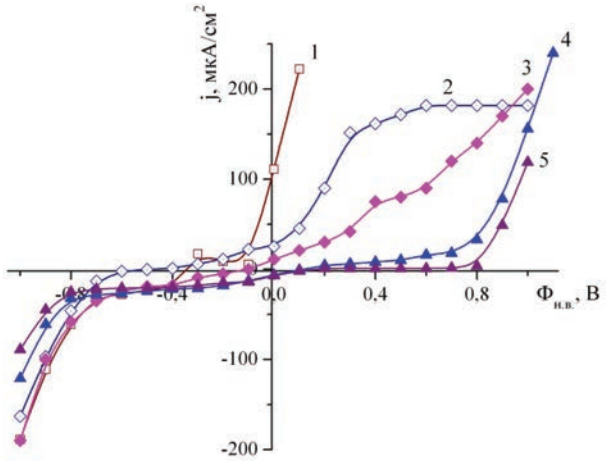


Рис. 12. Вольт-амперні характеристики різних зразків в агресивному середовищі(3 % NaCl) при корозійних випробуваннях: 1 - сталь в початковому стані; 2 - сталь після печного азотування; 3 - сталь після іонно-плазмового азотування; 4 - проазотована сталь з MoN - покриттям; 5 - проазотована сталь з TiN- покриттям

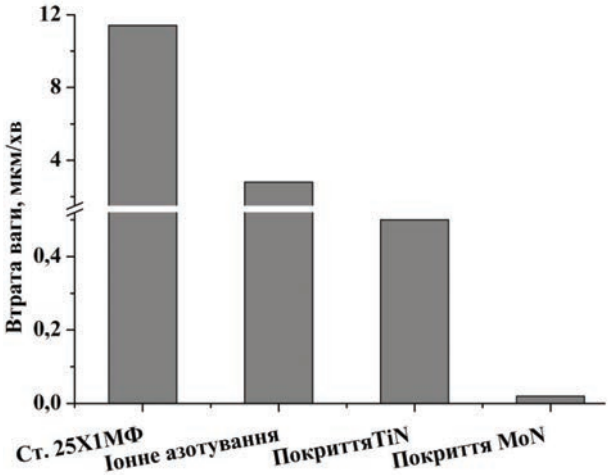


Рис. 13. Порівняльні результати зносостійкості різних зразків при ерозійних випробуваннях

Як видно з рис. 13, застосування обговорюваних вище процесів модифікування поверхні початкової сталі підвищують її опір абразивному зносу. При цьому, азотування в розряді збільшує абразивну стійкість більш ніж на порядок величини, TiN- покриття, осаджене на проазотовану сталеву основу збільшує стійкість первинної сталі більше, ніж в 20, а MoN - покриття - до 500 разів.

Висновки

Розроблено процес іонно-плазмового азотування на повномасштабні заводські деталі, що є парами тертя. В результаті іонно-плазмового азотування отримані шари підвищеної твердості на глибину до 120 мкм. Досліджені процеси нанесення захисних MoN і TiN - покриттів на проазотовані поверхні деталей. У вибраних режимах осадження отримані покриття з близькими значеннями мікротвердості на рівні ~25 ГПа. Використання покриттів дозволило істотно поліпшити службові характеристики деталей, які захищалися. Корозійна стійкість підвищена до 5 разів, а абразивна стійкість - від одного до двох порядків величини.

В цілому розроблено та апробовано на повномасштабних макетах деталей процес комбінованого вакуумно-дугового зміцнення.

1. *Перельман Р.Г., Пряхин В.В*. «Эрозия элементов паровых турбин» М.: Энергоатомиздат, 1986 - 184 с.
2. *Ермолаев В.В., Шкляр А.И. и др*. «Опыт повышения надежности и износостойкости элементов проточной части паровых турбин» Теплоэнергетика. - Журнал, 2007г. № 4 с.4-7.
3. *Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Шпис Г.И. и др*. Теория и технология азотирования. – М.: Металлургия, 1991. – 320 с.
4. Саблев Л.П., Ломино Н.С., Ступак Р.И., Андреев А.А., Чикрыжов А.М. /Двухступенчатый вакуумно-дуговой разряд: характеристики и методы создания// Сборник докладов 6-ой междунар. конференции «Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов» ННЦ ХФТИ Харьков, -2005-2, с.159-169.
5. *Андреев А.А., Шулаев В.М., Саблев Л.П*. «Азотирование сталей в газовом дуговом разряде низкого давления» ФИП», 2006, т. 4, № 3 – 4, с. 191-197.
6. *Андреев А.А., Саблев Л.П., Григорьев С.Н*. «Вакуумно-дуговые покрытия», Харьков, ННЦ ХФТИ, 2010, с.318.
7. *Аксёнов И.И., Белоус В.А., Заднепровский Ю.А., Коваленко В.И., Ломино Н.С*. Влияние малых добавок кремния на служебные характеристики нитрид-титановых покрытий // Вопросы атомной науки и техники. 2011. № 4. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (98), с. 145-149.

ПРОЕКТ 4.5

Створення ядерно-фізичної методики визначення коефіцієнту поглинання вуглецевих сорбентів для їх сертифікації і подовження ресурсу експлуатації йодних фільтрів систем вентиляції діючих АЕС України

УДК 621.533

ЯДЕРНО-ФИЗИЧЕСКАЯ МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ КОЭФФИЦИЕНТА ПОГЛОЩЕНИЯ ЙОДА УГЛЕРОДНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ АДСОРБЕРОВ СИСТЕМ ВЕНТИЛЯЦИИ АЭС

В.В. ЛЕВЕНЕЦ, д-р физ.-мат. наук, **В.И. СОКОЛЕНКО,** д-р физ.-мат. наук, **Э.И. ВИНОКУРОВ,** рук. группы**,**
А.Ю. ЛОНИН, канд. фарм. наук, **А.П. ОМЕЛЬНИК**, канд. физ.-мат. наук,
Р.М. СИБИЛЕВА, науч. сотрудник, **А.А. ЩУР**, канд. физ.-мат. наук
(ННЦ «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины)

Впервые в Украине создана ядерно-физическая методика определения коэффициента поглощения йода углеродными материалами с использованием стабильных изотопов йода. Разработаны и созданы модули прокачки и измерений содержания йода. Исследованы процессы динамической сорбции йода на промышленных углеродных адсорбентах, изучены возможности определения содержания йода ядерно-физическими методами и представлены метрологические характеристики рентгенорадиометрического метода. Применение методики позволит провести сертификацию углеродных адсорбентов систем газоочистки и улучшить безопасность эксплуатации АЭС.

Ключевые слова: *ядерно-физическая методика, коэффициент поглощения йода, углеродные адсорбенты, АЭС*

Повышение безопасности эксплуатации АЭС является одним из основных направлений в развитии ядерной энергетики Украины. Система газоочистки станции, предотвращающая выброс радиоактивных загрязнений в воздушную среду, является важным фактором, определяющим экологическую и радиационную безопасность функционирования реактора. Главные требования, предъявляемые к таким системам, состоят в достижении высокоэффективной очистки воздуха (99,0 - 99,95 %) и надежности. Разработка новых углеродных фильтров, а также необходимость контроля и определения их сроков годности для дальнейшего использования в вентиляционных системах АЭС, требует наличия методик, позволяющих определять коэффициент поглощения йода углеродными сорбентами. Существующие методики определения коэффициента поглощения йода углеродными сорбентами основаны на использовании радиоактивного йода (йод-131) и его соединений (йодистый метил - 131) [1]. Использование таких методик требует дополнительных мер радиационной безопасности и нормативного оформления на работу с открытыми радиоактивными источниками и соблюдений максимальной биологической безопасности в связи с тем, что йодистый метил обладает ярко выраженными канцерогенными свойствами. На данный момент украинская ядерная энергетика не располагает такими методиками.

Целью работы является разработка и создание ядерно-физической методики определения коэффициента поглощения йода углеродными материалами адсорберов систем вентиляции АЭС с использованием стабильных изотопов йода.

Методика. Исходим из того, что адсорбционные характеристики углеродных матриц не зависят от изотопного состава йода в парогазовой смеси. Поэтому для упрощения оборудования методика определения коэффициента поглощения йода углеродными материалами базируется на парах стабильных изотопов йода. Экспериментальное оборудование стенда предполагает наличие двух модулей:

1 – модуля прокачки воздуха с парами йода через макет углеродного адсорбера;

2 – модуля измерения содержания йода в поглощающем материале макета углеродного фильтра.

Модуль прокачки. Для изучения адсорбции паров йода в динамическом режиме, был создан модуль прокачки (рис.1), моделирующий работу адсорбера АУ-1500 системы вентиляции АЭС.

© В.В. ЛЕВЕНЕЦ, В.И. СОКОЛЕНКО, Э.И. ВИНОКУРОВ, А.Ю. ЛОНИН, А.П. ОМЕЛЬНИК, Р.М. СИБИЛЕВА, А.А. ЩУР, 2015

Величина удельного потока вентилируемого воздуха в модуле составляла 0,48 $м^3/с·м^2$, высота слоя адсорбента - 300 мм. Макет адсорбера состоял из 6 герметично соединенных секций диаметром 48 мм и длиной 50 мм и использовался для получения данных о распределении адсорбировавшегося йода в активированном угле. Плотность йода в прокачиваемом воздухе можно варьировать температурой генератора йода и величиной потока воздуха через него в интервале ($4{,}7\cdot10^{-3}$…$7\cdot10^{-6}$) об. %, что соответствует (0,55…$4{,}6\cdot10^{-4}$) $г/м^3$. Время прокачки воздуха через макет адсорбера фиксируется.

Адсорбционная емкость адсорбента оценивалась исходя из эксплуатации АУ-1500 в штатном режиме работы в течение 30 лет. Так при потоке воздуха через адсорбер в 1500 $м^3$/час за 30 лет непрерывной работы через АУ-1500 проходит $3{,}9\cdot10^8$ $м^3$ воздуха в котором объемная концентрация йода составляет $2\cdot10^{-16}$ об. % или $7{,}8\cdot10^{-10}$ $м^3$ паров йода, что соответствует ~$8\cdot10^{-6}$ г йода. При номинальном потоке воздуха через генератор паров йода макета и комнатной температуре плотность йода в потоке вентилируемого воздуха составляет ~0,005 $г/м^3$. За час через макет адсорбера проходит около 3 $м^3$ воздушной смеси, т.е. ~ 0.015 г йода. Таким образом, макет обладает огромным динамическим диапазоном (4 порядка) по массе йода в прокачиваемой парогазовой смеси и позволяет за разумное время прокачки (минуты) моделировать для углеродного адсорбента 30 летнюю работу адсорбера в системе вентиляции АЭС в штатном режиме.

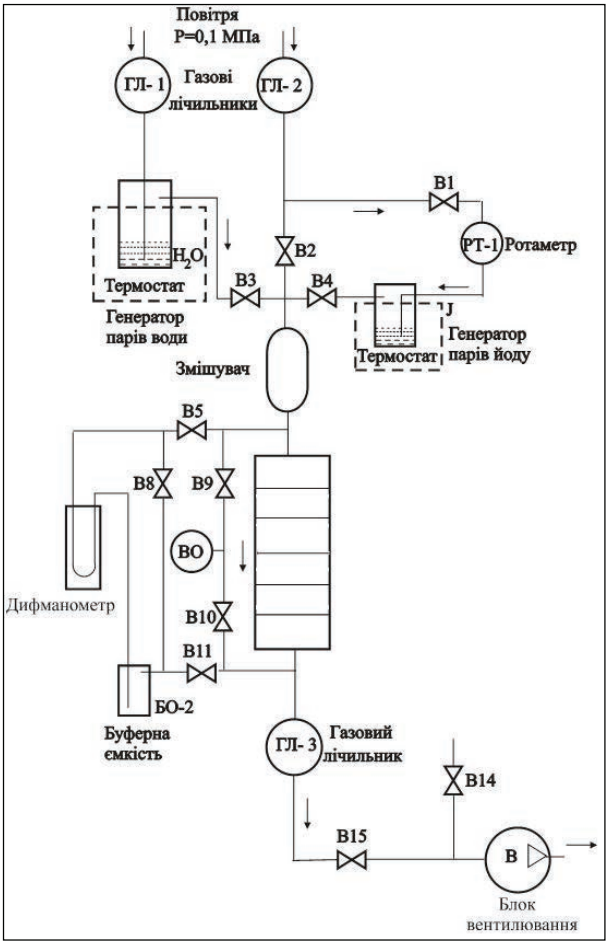


Рис. 1. Модуль прокачки паровоздушной смеси с парами йода макетами, моделирующими работу адсорбера АУ-1500

Модуль измерения. Модуль определения содержания йода (МОСИ) создан в процессе выполнения этой работы (рис. 2). При определении радиоактивных изотопов йода часто используют радиометрию, нейтронно-активационный анализ, гамма-активационный анализ, масс-спектрометрический анализ [2-6]. Однако, в нашем варианте при высокочувствительном определения содержания йода в углеродной матрице предпочтительным является использование методов элементного анализа, основанных на возбуждении и регистрации характеристического рентгеновского излучения (х.р.и.) йода [7, 8].

Для выбора наиболее оптимального варианта были проведены экспериментальные исследования аналитических и технических характеристик методик и установок для анализа содержания йода в углероде основанных на методах: рентгенорадиометрическом (РРА), рентгеноспектральном с ионным возбуждением (ХРИ), рентгенофлуоресцентном (РФА). В исследованиях использовались: установка элементного анализа ЭЛЕАН [9], аналитический ядерно-физический комплексе СОКОЛ [10], макет установки для РРА МОСИ, которые были разработаны и созданы в ННЦ ХФТИ.

Анализ полученных данных показал, что наиболее предпочтительным в рамках поставленной задачи является использование метода РРА. В процессе выполнения работы были изучены следующие параметры: исследовано влияние характеристик первичного (возбуждающего) излучения на спектр х.р.и. и выбран тип радиоактивного источника (^{241}Am); по результатам исследований функций отклика 10 блоков детектирования с различными типами кристаллов выбран тип блока детектирования х.р.и. в диапазоне 30-40 кэВ; определена рентгенооптическая схема установки МОСИ; определены характеристики поглощающих фильтров и коллиматоров; выбраны параметры функционирования спектрометрического тракта.

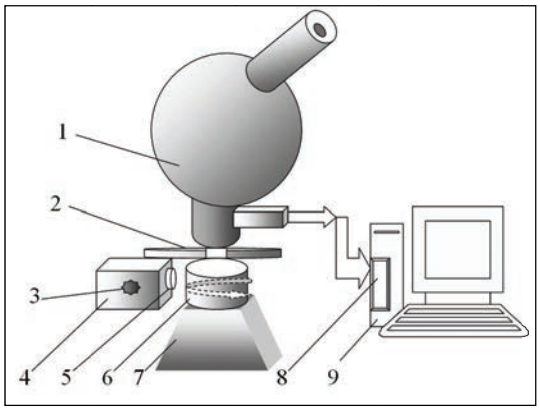


Рис. 2. Модуль измерения содержания йода. 1 - блок детектирования; 2 - коллиматор с поглощающим фильтром детектора; 3 - радиоактивный источник; 4 - контейнер для радиоактивного источника; 5 - коллиматор с поглощающим фильтром для радиоактивного источника; 6 - исследуемый образец; 7 - устройство для поворота образца; 8 - спектрометрический тракт; 9 - персональный компьютер

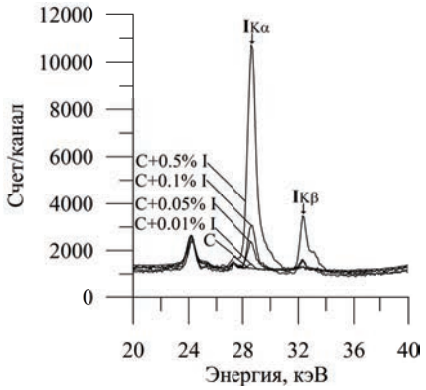


Рис. 3. Спектры х.р.и. от калибровочных образцов, возбуждаемые радиоактивным источником ^{241}Am. Детектор Ge(HP)

Количественное определение йода осуществлялось по методу внешнего стандарта с использованием градуировочного графика. Для построения градуировочного графика были использованы калибровочные образцы с концентрациями йода в углероде 0,5 мас. %; 0,1 мас. %; 0,05 мас. %; 0,01 мас. %; 0,005 мас. %; 0,001 мас. %. На рис. 3 представлены спектры х.р.и. от калибровочных образцов, возбуждаемые радиоактивным источником «ИГИА-1м-5» с изотопом ^{241}Am. Регистрация излучения осуществлялась с детектором с кристаллом Ge(HP) с разрешением 250 эВ по линии 6.4 кэВ. Была осуществлена подгонка линейной функцией по полученным значениям по методу наименьших квадратов (Y = 121002,2038 * X + 492,168342). Коэффициент корреляции между площадью аналитического пика и концентрацией равен $r_{xy} = 0{,}99863$.

Определение коэффициента поглощения. Сорбент состоит из цилиндрических гранул активированного угля диаметром 2 - 2,5 мм и длиной 1 - 6 мм. При массе угля 6,5 г общее количество гранул (средняя длина гранулы ~ 3,7 мм) составляет около 720 штук, а их общая поверхность, которая омывается потоком воздуха ~ 250 см^2. Исходя из этого, уголь в макете адсорбера можно рассматривать (рис. 4) как изотропную пористую среду, которая практически не оказывает сопротивления при прокачке через него воздуха.

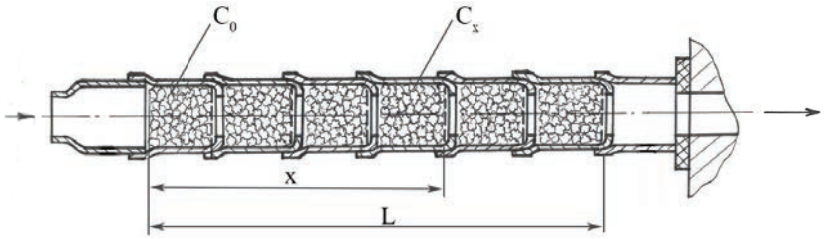


Рис. 4. Макет адсорбера для динамической прокачки паров йода

При длине макета а L, площади поперечного разреза макета адсорбера S, линейной скорости прокачки воздуха V, концентрации йода в начале макета C_0, концентрации йода в объёме угля на расстоянии x от начала адсорбера $C_{(x)}$ скорость сорбции йода на уголь из соответствующей порции воздуха можно определить по формуле:

$$\frac{dC(x)}{dt} = -AC(x),$$

где A - относительный коэффициент сорбции йода углем из соответствующей порции воздуха. При линейной скорости прокачки воздуха $V = \frac{dx}{dt}$, и с учетом того, что $V = \frac{B}{S}$ (B - объемная скорость прокачки), получим:

$$\frac{dC(x)}{C(x)} = -\frac{AS}{B}dx.$$

После интегрирования уравнения получим зависимость концентрации йода по длине макета адсорбера от скорости прокачки воздуха:

$$C(x) = C_0 \cdot \exp\left(-\frac{ASx}{B}\right).$$

Введем $к = ASL$ - коэффициент объемной сорбции, и если n - количество секций адсорбера, то тогда распределение йода можно будет выразить формулой:

$$C(n) = C_0 \cdot \exp\left(-\frac{kn}{B}\right).$$

При $n = 6$, с учетом, что коэффициент поглощения (K) равен $K_{пог} = \frac{C(0)}{C(6)}$, получаем следующее уравнение:

$$\ln\frac{1}{K_{пог}} = \ln\frac{C(6)}{C(0)} = -\frac{6k}{B}.$$

Согласно рекомендациям МАГАТЭ [11] и стандартам США и ЕС [12] минимальное значение отношения содержание йода в воздухе на входе в макет адсорбера к его содержанию на выходе из макета адсорбера должно быть не менее чем 100.

Тогда, при отношении $\ln\frac{C(6)}{C(0)}$ равном 4,605, можно утверждать, что сорбент пригоден для его использования в воздушных очистных системах АЭС.

Эксперимент. Эксперименты выполнялись для ряда углеродных адсорбентов различных производителей DGF2 (Германия), Carbotech (Германия), Norit RKJ (Бельгия), СКТ-3И (Россия), Электрод-Д (Украина). Такой выбор адсорбентов определен наличием у них комплекса необходимых технологических характеристик – высокой прочностью при истирании, приемлемым аэродинамическим сопротивлением слоя и высокой адсорбционной способностью по йоду и йодистому метилу Предварительно были проведены исследования физико-механических характеристик сорбентов [13]. Изучалось их твердость, коэффициент истирания, аэродинамическая емкость и т.д.

Сорбенты загружались в модель стенда для динамической прокачки (загружались 6 секций). Заданная плотность паров йода в потоке воздуха в экспериментах составляла 0,077 г/м^3. Время прокачки воздушного потока с парами молекулярного йода через макет адсорбера (τ): 2 ч, 4 ч и 6 ч. По завершению прокачки макет сорбционной установки разбирался. Сорбент из каждой секции подвергался аналитическому контролю, для этого проводился отбор образцов массой 5,00 гр. Определение содержания йода в каждой секции осуществлялось в модуле измерений.

Результаты. В работе изучались режимы динамической прокачки паров йода в созданном модуле и метрологические характеристики модуля измерений при использовании адсорбентов, представленных на рынке. В процессе изучения угольных сорбентов были исследованы характеристики поглощения йода отдельными гранулами. На рис. 5 показано содержание йода в отдельных гранулах сорбентов, используемых в системах вентиляции АЭС.

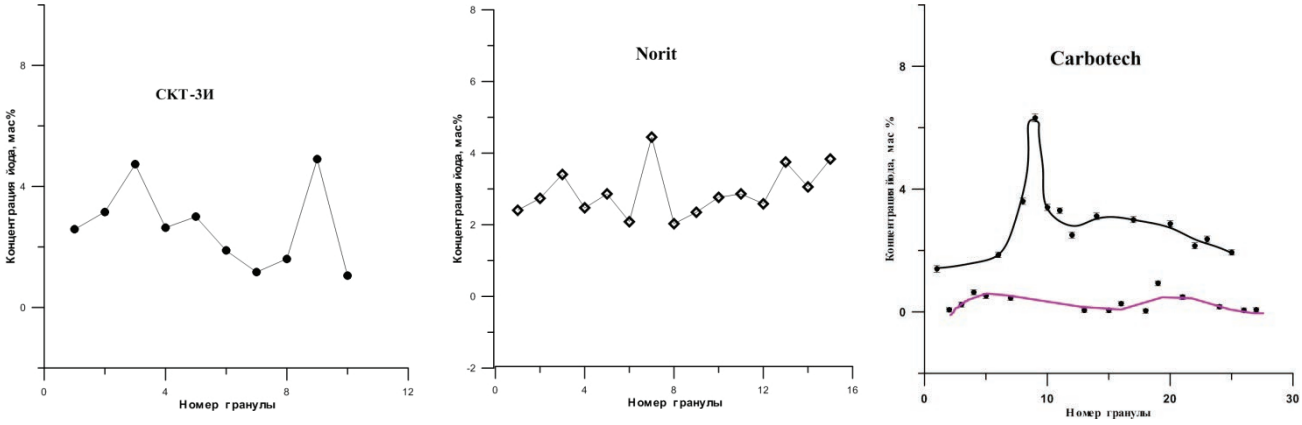


Рис. 5. Содержание йода в отдельных гранулах сорбента

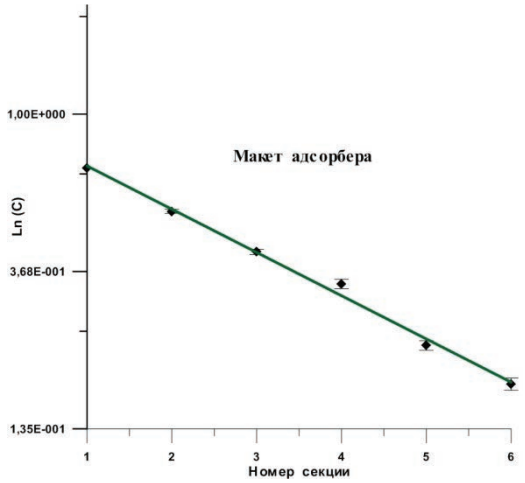


Рис. 6. Зависимость логарифма концентрации йода от номера секции

Такой разброс в адсорбционных свойствах отдельных гранул сорбента потребовало выяснения представительности анализа. Из полученных данных было показано, что проба массой ~5 г для подобного сорта углеродных адсорберов (размерный фактор) является представительной для определения содержания йода. При этом погрешность измерения концентрации йода составляет 0,003-0,007 %.

Экспериментальная проверка методики определения коэффициента очистки производилась на углеродным адсорбенте Norit. Проведенные эксперименты по динамической прокачке паров йода в модуле показали, что существует оптимальное время прокачки. По измеренным содержаниям йода в веществе каждой секции макета была построена зависимость логарифма концентрации (C) йода от номера секции (N) и выполнена подгонка функцией вида $\ln(C) = a \bullet N + b$. (показана на рис.6), которая впоследствии была использована для определения коэффициента поглощения йода ($К_{оч}$). Для угольного адсорбента Norit $К_{оч}$ = 99.96, что согласуется с данными нормативных документов.

Выводы

Впервые в Украине разработана ядерно-физическая методика определения коэффициента поглощения йода углеродными адсорбентами для адсорберов системы газоочистки АЭС на основе стабильных изотопов йода.

Разработан и создан макет стенда для выполнения методики, состоящий из модуля динамической прокачки паров йода и модуля определения содержания йода в адсорбенте РРА методом на источнике ^{241}Am.

Выполнен комплекс исследований по оптимизации режимов динамической прокачки паровоздушной смеси и метрологических характеристик определения содержания йода в адсорбере.

Подготовлен комплект документов и произведена метрологическая аттестация методики определения коэффициента поглощения йода углеродными адсорбентами.

Для полноценного функционирования разработанной методики необходимы дальнейшие работы по созданию полнофункционального испытательного стенда.

1. *ГОСТ* Р Сорбенты иодные для атомных электростанций. Метод определения индекса сорбционной способности. Москва. 2011. 30 с.
2. *Chao J.H*. Determination of ^{129}I in ^{131}I-pharmaceuticals Produced in THOR. // Applied Radiation and Isotopes. 1998, vol. 49, № 12, p. 1587-1590.
3. *Ingelbrecht C., Lupo J., Raptis K. et al*. ^{129}I targets for studies of nuclear waste transmutation. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research A. 2002, vol. 480, p. 204–208.
4. *Chao J.H., Tseng C.L., Lee C.J. et al*. Analysis of I-129 in radwastes by neutron activation // Applied Radiation and Isotopes. 1999, vol. 51, p. 137-143.
5. Chaohui Hen, Xiaolin Hou, Yaolin Zhao et al. ^{129}I level in seawater near a nuclear power plant determined by accelerator mass spectrometer. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research A. 2011, vol. 632, p. 152–156.
6. *Neklyudov I.M., Dovbnya A.N., Dikiy N.P. et al*. Features of adsorbed chemical elements and their isotopes distribution in iodine air filters au-1500 of nuclear power plant. // Problems of atomic science and technology. Series: «Nuclear Physics Investigations». 2013, № 3(85), p. 192-200.
7. *Афонин В.П., Комяк Н.И., Николаев В.П.и др*. Рентгенофлуоресцентный анализ. Новосибирск: «Наука», 1991. с. 173.
8. *Коляда В.М., Зайченко А.К., Дмитренко Р.В*. Рентгеноспектральный анализ с ионным возбуждением. Москва: «Атомиздат», 1978, с. 247.
9. *Левенец В.В., Щур А.А., Омельник А.П. и др*. Анализ элементного состава платино-родиевых сплавов методом РФА. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2003, т. 69, № 5, с. 7-20.
10. *Бондаренко В.Н., Глазунов Л.С., Гончаров А.В. и др*. Аналитический ядерно-физический комплекс ННЦ ХФТИ «Сокол». // Book of Abstracts «International Conference Current Problems in Nuclear Physics and Atomic Energy». Kyiv, May 29 - June 03, 2006, p. 852-857.
11. *Testing* and Monitoring of Off-Gas Cleaning Systems at Nuclear Facilities.// Technical Report, Series N 247, IAEA, Vienna, 1984.
12. *ASTM* Standarts D 3803-2004 Standarts Test Method for Nuclear-Grade Activated Carbon; Doc. V/559/74EURUATOM Seminar über Iodfilter und ihre Prüfung, Karlsruhe, 1974.
13. *Sokolenko V.I*. Study of iodine adsorption in the dynamic mode for several carbon adsorbents / Sokolenko V.I., Levenets V.V., Vinokurov E. I., Grigorova T.K., Lonin A.Yu., Omelnik A.P., Sibileva R.M., Shchur A.A. // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Ядерно-физические исследования. - 2015. - № 3(97). - с.69 -72.

ПРОЕКТ 4.6

Підвищення ресурсу експлуатації виробів зі сплаву Zr 1 % Nb за рахунок удосконалення процесів вакуумно-дугового та електронно-променевого переплавів, термомеханічної і термічної обробки цього сплаву, виготовленого із вітчизняної сировини

4.6.1. Підвищення ресурсу експлуатації виробів зі сплаву Zr 1 % Nb за рахунок удосконалення процесів вакуумно-дугового та електронно-променевого переплавів цього сплаву

УДК 069.296

ВІДПРАЦЮВАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ОТРИМАННЯ СПЛАВУ Zr-1 % Nb НА ОСНОВІ МАГНІЄТЕРМІЧНОГО ЦИРКОНІЮ НА ЕТАПАХ МЕТАЛУРГІЙНОЇ ПЕРЕРОБКИ

С.Д. ЛАВРИНЕНКО, М.М. ПИЛИПЕНКО, доктори техн. наук, **А.О. ДРОБИШЕВСЬКА**, канд. техн. наук**,**
П.М. В'ЮГОВ, канд. фіз.-мат. наук, **Ю.П. БОБРОВ, Ю.С. СТАДНИК**, мол. наук. співробітники,
І.Г. ТАНЦЮРА, В.М. ПЕЛИХ, Д.В. КОБЛИК, інженери
(ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України)

Досліджено процеси рафінування губки магнієтермічного цирконію методами електронно-променевої та вакуумно-дугової плавки в лабораторних умовах, одержано дослідні зразки цирконію та досліджено їх властивості. Проведено роботи по оптимізації процесів виплавки сплаву Zr1 % Nb на основі магнієтермічного цирконію вітчизняного виробництва. Виконано комплекс дослідницьких робіт по вивченню властивостей злитків сплаву Zr1 % Nb. Досліджено структуру, хімічний склад, термодесорбцію, твердість та мікротвердость зразків сплаву Zr1 % Nb, отриманих методами електронно-променевої і вакуумно-дугової плавки при різних режимах, та проведено їх порівняння.

Ключові слова: *губка магнієтермічного цирконію, сплав Zr-1 % Nb,властивості,структура*

Проблема збільшення технічного ресурсу роботи ядерного палива та підвищення терміну експлуатації матеріалів активної зони реакторів є однією з найбільш актуальних на сьогоднішній день. Перспективним напрямком вирішення даної проблеми є застосування сплаву Zr1 % Nb на основі магнієтермічного цирконію для подальшого виробництва цирконієвих виробів та застосування їх в конструкціях і технологіях виготовлення елементів активної зони атомних реакторів [1,2]. Перехід на хлоридно-магнієву схему виробництва цирконієвої губки передбачає розробку технології і введення в експлуатацію виробництва цирконієвих сплавів та виробів. Якість цирконієвої губки, технологія отримання якої освоюється в Інституті титану (м.Запоріжжя), багато в чому визначає технологію підготовки шихти для виготовлення конструкційних цирконієвих сплавів і апаратурне оформлення плавильного виробництва [3].

Дослідження по рафінуванню дослідних зразків губки магнієтермічного цирконію, одержаного в Інституті титану, показали, що підвищений вміст домішок у всіх дослідних партіях дослідної губки не дозволяє ефективно використовувати метод електронно-променевої плавки (ЕПП) для одержання якісних злитків цирконію ядерної чистоти. Встановлено, що в деяких зразках магнієтермічної цирконієвої губки вміст деяких домішок перевищує допустимий їх вміст, зокрема титан, залізо та домішки проникнення.

Підвищений вміст кисню майже у всіх дослідних партіях губки призводив до розбризкування вихідної шихти під час ЕПП за рахунок значної кількості газоутворюючих домішок і утворення тугоплавких сполук, що не давали можливості повністю розплавити зразок і тим самим отримати якісний як по вмісту домішок, так і по структурі злитка. Для зменшення газів і інших легко летючих домішок було запропоновано проводити попереднє відпалювання вихідної губки.

Вихідна губка попередньо відпалювалася при температурах 700, 800 і 900 °С. Проведення попереднього відпалювання зразків губки магнієтермічного цирконію сприятливо впливає на проведення ЕПП: розбризкування губки зменшується, час прогріву шихти зменшується і, як наслідок,

© С.Д. ЛАВРИНЕНКО, М.М. ПИЛИПЕНКО, А.О. ДРОБИШЕВСЬКА, П.М. В'ЮГОВ, Ю.П. БОБРОВ, Ю.С. СТАДНИК, І.Г. ТАНЦЮРА, В.М. ПЕЛИХ, Д.В. КОБЛИК, 2015

час проведення плавки значно менший для губки, яка пройшла процес відпалювання, порівняно із губкою у вихідному стані.

При електронно-променевій плавці активно проходять процеси рафінування. Випаровування металічних домішок визначається температурою плавлення цирконію, тому ті домішки (Al, Ti, Cr, Mn, Fe, Ni, Cu, Ca та ін.) температура плавлення яких нижче температури плавлення цирконію, у процесі електронно-променевої плавки випаровуються. Вміст домішок в магнієтермічному цирконії після подвійної ЕПП наведено в таблиці.

Вміст домішок в губці цирконію після подвійної ЕПП, мас. %

Домішка	КТЦ-110 А ТУ	Зразок Zr	Домішка	КТЦ-110 А ТУ	Зразок Zr
Nb	0,9 – 1,1	< 0,00005	B	< 0,00005	< 0,00001
Hf	< 0,01	0,1	Be	< 0,003	< 0,00001
Cd	< 0,00003	< 0,00001	Fe	< 0,05	0,035
Si	< 0,02	0,0006	Cr	< 0,02	0,00045
Al	< 0,008	0,0001	O	0,06 – 0,1	0,14
Ni	< 0,02	0,07	C	< 0,02	0,008
Cu	< 0,005	0,00002	N	< 0,006	0,0009
Ca	< 0,03	< 0,0001	F	< 0,003	0,00015
Mn	< 0,002	0,00002	Mo	< 0,005	< 0,0005
Pb	< 0,005	< 0,0001	Li	< 0,0002	< 0,00001
Ti	< 0,007	0,0092	K	< 0,004	< 0,0001
B	< 0,00005	< 0,00001	Cl	< 0,003	< 0,0001

З метою дослідження впливу вакуумних умов і потужності електронних променів на вміст і розподіл домішок в злитках сплаву Zr1 % Nb, які отримано із магнієтермічного цирконію, для оптимізації процесу електронно-променевої плавки були проведені дослідні плавки при різних параметрах.

Для конкретних умов плавки (діаметр кристалізатора та температура плавлення металу) параметрами, що змінюються при плавці, є потужність електронного променя, вакуум в установці, швидкість плавки. Плавка проводилася методом «шайб»: метал, що переплавлявся, розміщувався на піддоні кристалізатора і плавився з однієї сторони, потім метал перевертався і плавився з іншої. При такому способі швидкість плавки була постійна при всіх дослідах. Тому параметрами плавки, які змінювалися під час проведення електронно-променевих плавок, були потужність електронного пучка та вакуум в камері установки.

При різних режимах, з різними потужностями і вакуумом при ЕПП були отримані злитки сплаву Zr1 % Nb для проведення досліджень по впливу режимів плавки на властивості сплаву Zr1 % Nb з метою отримання оптимальних параметрів ЕПП сплаву.

Режими проведених плавок сплавів були такими:

- при прогріванні зразків тиск в камері коливався у межах $(6\text{-}8)\cdot10^{-4}$ мм рт.ст., питома потужність при цьому складала 0,20-0,22 кВт/см^2;
- при плавці тиск в камері вибирався у межах $(8{,}0\text{-}60)\cdot10^{-5}$ мм рт.ст., питома потужність – 0,28-0,48 кВт/см^2.

Дослідження мікротвердості зразків сплаву Zr1 % Nb, отриманих при різних режимах, показали такі результати. Збільшення потужності при електронно-променевій плавці при однакових вакуумних умовах призводить до зниження значення величини мікротвердості і вмісту кисню в зразках (рис. 1). Наприклад, мікротвердість зразка, виплавленого у вакуумі $3\cdot10^{-4}$ мм рт.ст. при питомій потужності 0,28 кВт/см^2, складає 2310 МПа, а при питомій потужності 0,48 кВт/см^2 складає 2020 МПа.

Плавка при однакових потужностях, але при різних вакуумних умовах показує менші значення мікротвердості при плавці у кращих вакуумних умовах, тобто при більш високому вакуумі, що показано на рис. 2. Мікротвердість зразка сплаву, виплавленого при вакуумі $6\cdot10^{-4}$ мм рт.ст., складає 2290 МПа, а при вакуумі $8\cdot10^{-5}$ мм рт.ст. складає 2160 МПа, обидва зразка виплавлялись з питомою потужністю променя 0,36 кВт/см^2.

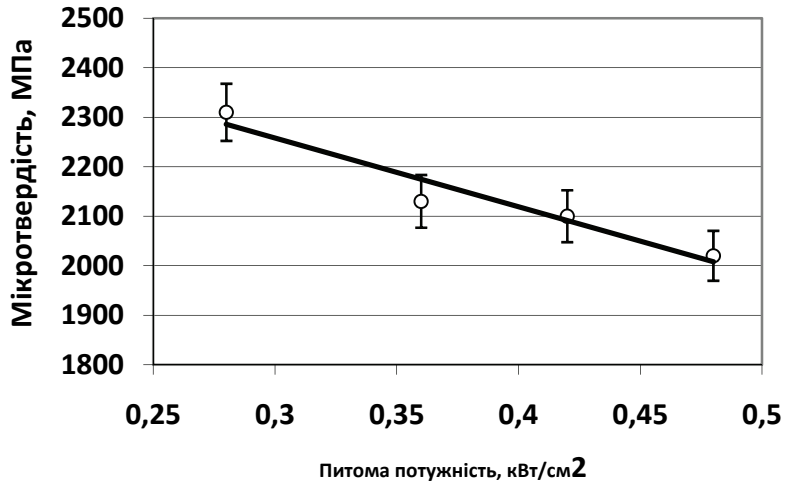


Рис. 1. Зміна мікротвердості зразків цирконію після ЕПП в залежності від питомої потужності

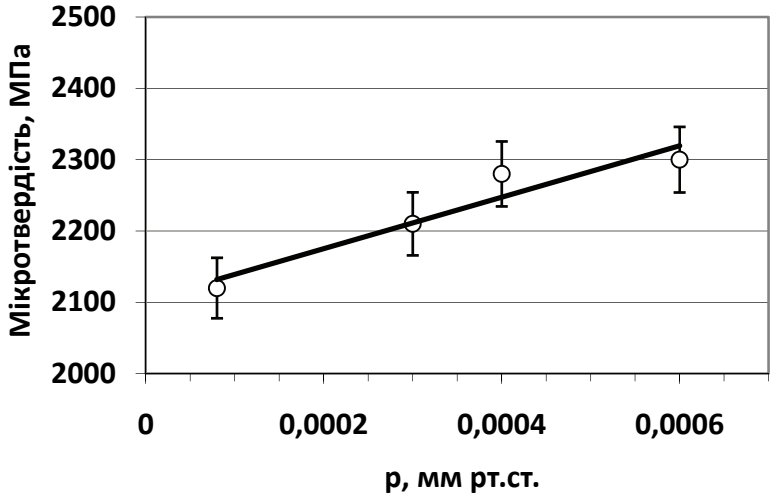


Рис. 2. Залежність величини мікротвердості зразків цирконію від величини вакууму

Проведення подвійного ЕПП сприятливо впливає на підвищення якості зливків сплаву Zr1 % Nb, тобто зниження вмісту домішок і зменшення твердості зразків. Наприклад, зразок сплаву після проведення ЕПП мав твердість 2250 МПа, після повторної ЕПП – 1700 МПа, що задовольняє вимоги ТУ на сплав цирконію з 1 % ніобію (1500-1700 МПа).

Так само відбувається із вмістом кисню у сплаві: вихідний зразок із вмістом кисню 0,22 мас. % після ЕПП мав кисню 0,18 мас. % , повторний переплав знизив вміст кисню у сплаві Zr1 % Nb до 0,14 мас. % . На рис. 3 наведено узагальнені дані залежності твердості зразків сплаву Zr1 % Nb від вмісту кисню. Використовування цих даних може бути корисним при визначенні вмісту кисню в сплаві по даним твердості.

Мікроструктура магнієтермічного цирконію після плавки на установці електронно-променевої плавки представлена на рис. 4. Як видно із рисунка, мікроструктура магнієтермічного цирконію близька до мікроструктури йодидного цирконію. Ті ж крупні зерна, чисті межі і такий же набір кольорів при розгляді зерен цирконію в поляризованому світлі.

Для мікроструктури сплаву магнієтермічного цирконію з 1 мас. % ніобію після ЕПП спостерігається характерна для сплавів цирконію структура, що нагадує корзинчате плетення. Основне поле зерен чисте, не спостерігається виділень других фаз. Межі зерен чисті, виділень других фаз по них не спостерігається.

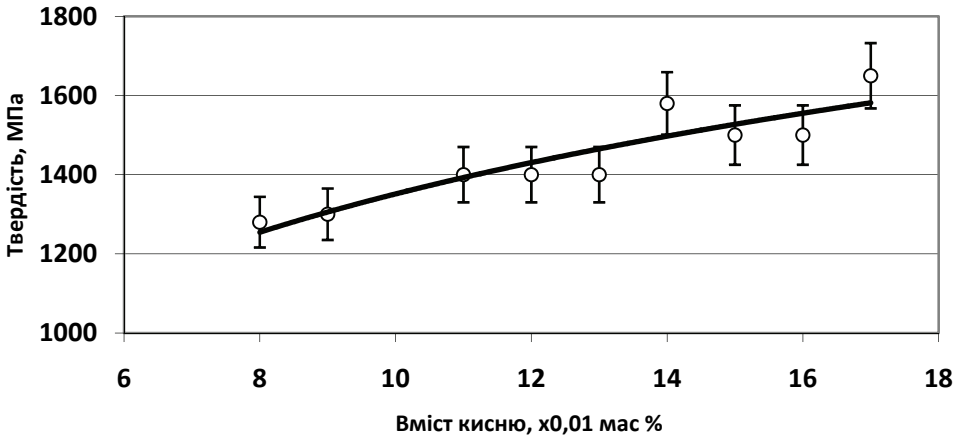


Рис. 3. Залежність твердості зразків сплаву Zr1Nb від вмісту кисню

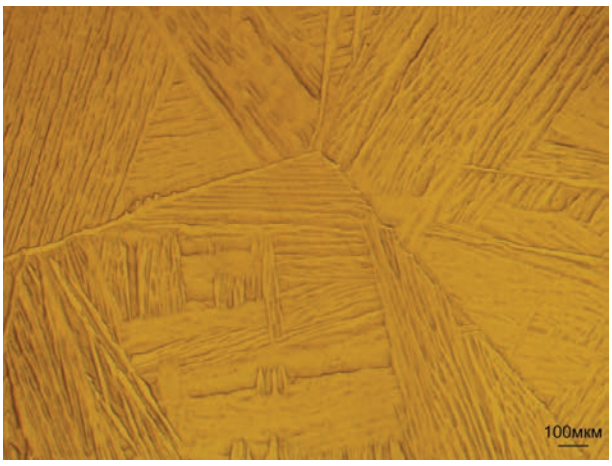


Рис. 4. Мікроструктура магнієтермічного цирконію після ЕПП

Вимірювання мікротвердості магнієтермічного цирконію при навантаженні 100 г дають величину рівну або трохи вищу за величину мікротвердості для йодидного цирконію рівну 900-1150 МПа. Величина твердості магнієтермічного цирконію після електронно-променевої плавки складає 1350-1450 МПа. Це трохи вище ніж електролітичного цирконію після плавки електронним променем. Мабуть позначається підвищений вміст кисню у вихідній губці магнієтермічного цирконію. Мікротвердість одержаного сплаву Zr1 % Nb складає 2100-2250 МПа.

Дослідження термодесорбції з цирконієвої губки після електронно-променевої плавки показало, що форма кривих схожа на криві для вихідних матеріалів, тільки значно менша кількість газів, що виділяються [4]. А також відсутній другий максимум (при температурі 650°С) на кривій, який пов'язаний з присутністю залишкової кількості хлориду магнію у цирконієвій губці. Після плавки другого максимуму не спостерігається, оскільки умови проведення плавки дозволяють цій домішці видалитися із металу, що ми спостерігаємо на кривих термодесорбції (рис. 5). Кількість газів, що виділилися, становить 0,05 % від загальної маси зразків для вихідної губки і 0,001 % для губки після переплаву.

Проведені дослідження по газовиділенню з сплавів показують, що процес газовиділення проходить так само, як і у цирконію після плавки в електронно-променевій печі. Подібність процесу можна пояснити тим, що сплави виплавлялися в однакових умовах, з одних і тих же вихідних матеріалів і в однакових режимах.

При вакуумно-дуговій плавці сплаву магнієтермічного цирконію з 1 % ніобію мають місце процеси рафінування, через те, що випаровування металічних домішок визначається температурою плавлення цирконію, розплаву сплаву, а також тиском у зазорі між електродами. Через те металічні домішки, температура плавлення яких нижче температури плавлення цирконію, у процесі дугової плавки будуть

випаровуватися. Але швидкість цього процесу буде значно занижена внаслідок більш високого тиску у зазорі дуги.

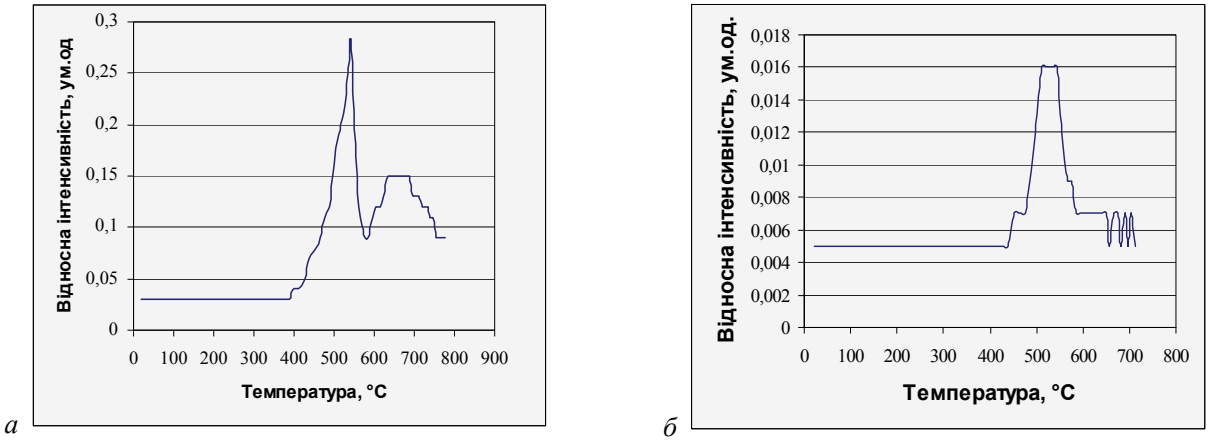


Рис. 5. Термодесорбція цирконієвої губки у вихідному стані (*а*) та після плавки (*б*)

У вакуумно-дуговій печі швидкість плавки, температура розплавленого металу і тривалість його перебування в розплавленому стані жорстко пов'язані один з одним. Щоб збільшити тривалість перебування в розплавленому стані, треба зменшувати потужність, що подається для утворення дуги, а це призводить до зниження температури. Збільшення потужності приводить до підвищення швидкості плавки і лише до незначного підвищення температури. Ці умови несприятливі для видалення летючих домішок, оскільки для збільшення швидкості випаровування треба підвищувати температуру, а для повноти випаровування необхідний більш тривалий час. Випаровування летючих домішок стримується також відносно високим тиском в зоні дугового розряду, який може бути на два-три порядки вище, ніж у холодній верхній частині плавильної камери.

Дослідження мікроструктури магнієтермічного цирконію після плавки у вакуумно-дуговій печі показали, що мікроструктура переплавленої цирконієвої губки схожа на мікроструктуру йодидного цирконію і мікроструктуру магнієтермічного цирконію, що переплавлений в установці електронно-променевої плавки. Ті ж чисті великі кристали з чистими межами. Проведені вимірювання мікротвердості і твердості магнієтермічного цирконію після вакуумно-дугової плавки показують, що мікротвердість і твердість переплавленого металу порівнянна з твердістю переплавлених електролітичного і кальцієтермічного металів. Мікротвердість (Hμ) магнієтермічного цирконію складає 2100-2200 МПа, для сплаву Е-110 Hμ складає 2040-2100 МПа, а для кальцієтермічного цирконію – 2060-2130 МПа. Така незначна розбіжність у величинах мікротвердості пояснюється різним вмістом кисню в металах внаслідок різних технологій отримання вихідної сировини.

Отримані в результаті проведення вакуумно-дугової плавки дослідні злитки сплаву магнієтермічного цирконію з 1 % ніобію по вмісту металевих домішок задовольняють вимоги стандарту ASTM B350 на такий сплав. Дослідження структури злитків показали, що для сплаву спостерігається характерна структура, що нагадує корзинчате плетення. Основне поле зерен чисте, не спостерігаються виділення других фаз. Величина мікротвердості і твердість сплаву магнієтермічного цирконію з 1 мас. % ніобію відповідає твердості і мікротвердості штатного сплаву Е-110.

Висновки

Відпрацьовано технологічні процеси отримання сплаву Zr1 % Nb на основі магнієтермічного цирконію вітчизняного виробництва на етапах металургійної переробки. Проведені технологічні порівняльні випробування сплавів Zr1 % Nb, виготовлених за різними технологіями, показали, що при отриманні злитків сплаву цирконію з 1 % ніобію на їх якість суттєво впливають режими проведення плавок. За результатами проведених досліджень встановлено, що для гарантованого отримання злитків сплаву цирконію з 1 % ніобію методом ЕПП, що відповідають вимогам ТУ на сплав, необхідно проводити плавку при високих вакуумних умовах, застосовувати подвійний ЕПП, проводити контроль спектрів залишкових газів у камері при проведенні плавки, збільшувати питому потужність для зменшення вмісту

домішок проникнення.

Визначені оптимальні значення технологічних параметрів вакуумно-дугової плавки, які необхідно враховувати при отриманні сплаву Zr1 % Nb. Оскільки при проведенні вакуумно-дугового переплаву швидкість плавки, температура розплавленого металу і тривалість його перебування в розплавленому стані жорстко пов'язані один з одним, тому для отримання злитків сплаву цирконію з 1 % ніобію необхідної якості методом ВДП необхідно вибирати режим сприятливий і для підтримування потужності, що подається для утворення дуги, і для випаровування домішок. Крім того, рівномірність складу злитка при ВДП досягається повторним переплавом.

Показано, що проведення плавок з оптимальними технологічними параметрами дозволяє отримувати зразки сплаву Zr1 % Nb які по хімічному складу, структурі та даних дослідження твердості та мікротвердості відповідають сучасним вимогам реакторного виробництва. Конкретні значення технологічних параметрів рафінуючих плавок визначаються вихідним вмістом домішок у магнієтермічній губці.

1. *Получение* сплава циркония и изделий из него в Украине / В.М. Ажажа, П.Н. Вьюгов, С.Д. Лавриненко, Н.Н. Пилипенко // Физика и химия обработки материалов. – 2009. – № 1. – С. 5-8.
2. *Исследования* и разработки по получению ядерно-чистого циркония и сплава на его основе / Н.Н. Пилипенко // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники. – 2009. – № 6. – С. 12-18.
3. *Вдосконалення* технології магнієтермічного відновлення тетрахлорида цирконію / Т.Б. Янко, О.П. Яценко, О.Д. Сущинський, С.Д. Лавриненко, М.М. Пилипенко // Питання атомної науки і техніки. Серія: Вакуум, чисті матеріали, надпровідники. – 2014. – № 1 – С. 163-166.
4. *Разработка* технологии получения сплава Zr-1 % Nb на основе магниетермического циркония для повышения ресурса эксплуатации элементов активной зоны ядерных реакторов в Украине / С.Д. Лавриненко, Н.Н. Пилипенко, Ю.П. Бобров, П.Н. Вьюгов, И.Б. Доля, И.Г. Танцюра, Д.В. Коблик, Ю.С. Стадник // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин: Зб. наук. статей за результатами, отриманими в 2010-2012 рр. – К.: Інститут електрозварювання ім. Є.О.Патона НАН України, 2012. – С.176-180.

4.6.2. Розробка процесів термомеханічної та термічної обробки сплаву Zr 1 % Nb, виготовленого із вітчизняної сировини

УДК 669.788;669.296; 669.017.3

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ В ЦИРКОНИЕВОЙ ГУБКЕ НА ПРОЦЕССЫ СИНТЕЗА СПЛАВА Zr-1 % Nb ИЗ ГЕТЕРОГЕННЫХ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ, ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИ СИНТЕЗЕ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКАХ

Академик НАН Украины **О.М. ИВАСИШИН**[1], член-корр. НАН Украины **В.Н. ВОЕВОДИН**[2],
доктора техн. наук **С.Д. ЛАВРИНЕНКО**[2], **П.Е. МАРКОВСКИЙ**[1], **Н.Н. ПИЛИПЕНКО**[2], **Д.Г. САВВАКИН**[1], д-р физ.-мат. наук,
кандидаты физ.-мат. наук **О.П. КАРАСЕВСКАЯ**[1], **Н.М. ГУМЕНЯК**[1], аспиранты **Я.И. МЕЛЬНИК**[1], **А.О. СТАСЮК**[1]
([1]Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина;
[2]ННЦ «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины, Харьков, Украина)

Для налаживания производства изделий для ядерной энергетики из сплавов циркония с использованием отечественного сырья, прежде всего, следовало оценить качество возможных исходных материалов (циркониевой губки) и их влияние на структуру, фазовый состав и физико-механические характеристики получаемого материала. Данная проблема, а также вопрос о возможности очистки от нежелательных примесей атомарным водородом (выделяющимся при распаде гидрида, что показало положительный результат в сплавах на основе титана) составила первую задачу данного проекта. Второй поставленной в проекте задачей являлось оценка потенциала применения для сплава Zr-1 мас. % Nb инновационного метода спекания элементарных порошков, который позволяет существенно упростить и удешевить технологию производства изделий. Таким образом, целью данного исследования было установить особенности использования циркониевой губки с различным содержанием примесей для изготовления из нее с порошковыми технологиями циркония с приемлемой для практического использования микроструктурой и свойствами. Методика реализации: с циркониевой губки изготавливали порошки гидрида циркония, которые спекали в вакууме с одновременным удалением водорода и получением массивного циркония. Исследовано влияние примесей воплощение и замещения в порошках гидридов циркония на процессы их дегидрирования и спекания, микроструктуру и механические свойства испеченного из них материала. Результаты исследования и выводы: установлено, что примесями, которые больше всего влияют на характеристики испеченного циркония, является железо и кислород. Увеличение содержания железа в цирконии ведет к образованию легкоплавких фаз приводит к значительному влиянию на микроструктуру и относительную плотность спеченных материалов. Кислород не влияет на микроструктуру, но значительно влияет на механические характеристики, повышая прочность и снижая пластичность испеченного материала. Сделан вывод, что для достижения механических характеристик, достаточных для практического использования испеченного циркония, материал должен содержать ограниченное количество основных примесей: железа - не выше 1,1 % , кислорода – 0,28 %.

Введение. Чрезвычайно важной задачей для Украины является создание полного цикла производства изделий из циркониевых сплавов для потребностей ядерной энергетики на основе отечественного сырья. В ядерной энергетике для производства различных конструкций, и прежде всего, оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛов) наиболее широко используется сплав Zr-1 мас. % Nb [1]. Для получения данных сплавов используется металлический цирконий реакторной чистоты, который в Украине промышленно получают кальцийтермическим способом [2], который является слишком дорогим. Поэтому Государственной целевой программой «Ядерное топливо Украины» было предусмотрено перейти на общепринятую в мировой практике магнийтермическую схему получения циркония, как экономически выгодный, менее энергоемкий и относительно высокопроизводительный процесс. Для

© О.М. ИВАСИШИН, В.Н. ВОЕВОДИН, С.Д. ЛАВРИНЕНКО, П.Е. МАРКОВСКИЙ, Н.Н. ПИЛИПЕНКО, Д.Г. САВВАКИН, О.П. КАРАСЕВСКАЯ, Н.М. ГУМЕНЯК, Я.И. МЕЛЬНИК, А.О. СТАСЮК, 2015

организации собственного производства циркония в Украине необходимо разработать технологию получения магнийтермическим методом циркониевой губки с приемлемым содержанием примесей. Изделия из сплавов на основе циркония традиционно получают технологиями вакуумной плавки, с последующей многостадийной горячей и холодной пластической деформацией слитков, с промежуточной и финальной механической и термической обработками [3]. Неизбежные различия температуры разных слоев заготовки в процессе горячей прокатки, а также неоднородность пластического течения, в том числе и при холодной деформации, способствуют развитию послойной текстурной и структурной неоднородности, снижающей стабильность свойств конечного изделия. Учитывая значительные потери металла при получении изделий по такой технологии и неоднородность их структурных и текстурных характеристик, а также высокую стоимость как самого циркония, так и всей технологической цепочки, большой интерес представляет разработка новых более экономичных методов получения данного сплава и изделий из него, основанных на порошковых технологиях. Например, синтез данного сплава путем прессования и твердофазного спекания гетерогенных смесей, состоящих из порошка циркониевой основы и легирующего порошка ниобия, позволит существенно упростить и удешевить технологию, избежав многократного переплава и многостадийной деформации слитков. Кроме формирования структурно однородного и менее текстурированого (за счет меньшей степени общего деформирования) сплава, в процессе спекания порошковых смесей можно получить заготовки, форма которых будет достаточно близка к форме конечных изделий, таким образом, многократно снизив потери металла при последующей механической обработке.

С другой стороны, при твердофазном спекании гетерогенных смесей остаточные поры, сохраняющиеся в спеченном материале, могут негативно влиять на комплекс его механических характеристик, что часто требует дополнительной горячей деформации синтезированного сплава для снижения пористости и повышения комплекса свойств. Ранее было показано, что эффективным методом снижения пористости конструкционных титановых и циркониевых сплавов непосредственно в процессе спекания является замена исходных порошков титана и циркония на порошки их гидридов [4-6]. При этом водород выступает в роли временного легирующего элемента к указанным металлам, и, полностью покидая материал в процессе вакуумного спекания, активирует сам процесс спекания порошковых частиц. Использование такого гидридного подхода позволяет получать необходимые механические характеристики спеченных титановых сплавов без дополнительной горячей деформации. Однако, потенциал гидридного подхода для получения промышленных сплавов на основе циркония, в частности, сплава Zr-1 % Nb, на данный момент еще не изучен.

Целями данной работы было: 1) оценить качество опытных партий циркониевой губки, полученной магнийтермическим способом и возможность очистки ее атомарным водородом, образующимся при распаде гидрида циркония, и 2) получить сплав Zr-1 % Nb путем двух простых технологических операций – прессования и спекания порошковой смеси гидрида циркония и ниобия, и оценить потенциал подобного метода получения сплава для достижения требуемых механических характеристик как непосредственно при спекании, так и с использованием дополнительной горячей деформации полученного материала.

Материалы и методика исследований. Для получения порошков гидридов циркония разной степени чистоты использовали 4 партии губчатого циркония (табл. 1), полученных магнийтермическим способом в лабораторных условиях Государственного научно-исследовательского и проектного института титана (г. Запорожье). З табл. 1 видно, что основными примесями в циркониевой губке являются кислород, железо, ниобий и хром. Партию № 1 можно выделить как наиболее загрязненную примесями внедрения (кислород, углерод и азот), № 2 и № 3 – с максимальным содержанием примесей замещения (железо и ниобий), а № 4 – как наиболее чистую по всем примесям. Для сравнения, было использовано также прутки йодидного циркония с минимальным содержанием примесей (партия № 5, табл. 1). Все 5 образцов циркония насыщали водородом до концентрации, которая соответствует гидриду циркония, выдерживая в атмосфере водорода (давление 20 МПа) в температурном интервале 400-750 ^{o}C.

Полученные гидриды измельчали механическим способом в порошок с размерами частиц не более 100 мкм. Порошки прессовали при давлении 640 МПа в цилиндрические (диаметр и высота 10 мм) и прямоугольные (10х10х65 мм) заготовки. Для спекания и одновременного дегидрирования заготовки нагревали в вакуумной печи до 1250 °С с изотермической выдержкой 4 часа и охлаждали с печью.

Таблица 1. Содержание химических элементов (% мас.) в разных партиях циркония

Элемент	№ партии циркония				
	1	**2**	**3**	**4**	**5 (Zr йодидный, ТУ№ 95.46-97)**
C	0,12	0,03	0,075	0,06	0,008
N	0,16	0,04	0,1	0,04	0,005
O	2,6	1,0	0,45	0,12	0,05
Mg	0,04	0,01	0,02	0,005	-
Al	0,04	0,02	0,04	0,01	0,005
Si	0,05	0,02	0,03	0,01	0,008
Cl	0,015	0,003	0,002	0,001	-
Ti	0,08	0,02	0,03	0,02	0,005
Cr	0,15	0,09	0,095	0,07	0,02
Mn	0,02	0,015	0,016	0,008	0,001
Fe	1,22	1,71	1,91	1,12	0,03
Nb	1,3	1,5	1,7	0,44	-
Hf	0,0017	0,012	0,014	0,015	-
Zr	Баланс				

Для получения сплава использовали порошки гидрида циркония (с размером частиц менее 100 мкм) и ниобия (размер менее 63 мкм). Гидрид циркония был получен наводораживанием прутков йодидного циркония в лабораторных условиях Института металлофизики НАН Украины до концентрации водорода 1,9 % (по массе) с последующим размолом в порошок требуемой дисперсности. Порошки смешивали в необходимой для получения сплава Zr-1 % Nb пропорции и прессовали при комнатной температуре при давлении 640 МПа в пресс-формах в образцы размерами 10x10x100 мм. Спрессованные образцы нагревали в вакуумной печи при начальном разрежении в камере 10^{-3} Па до температуры 1300°С, выдерживая 4 часа с последующим печным охлаждением до комнатной температуры. В течение данного температурного цикла одновременно протекали процессы десорбции водорода из гидрида циркония с формированием циркониевой матрицы, спекание частиц и химическая гомогенизация системы, в результате которых получен массивный однородный сплав (рис. 1).

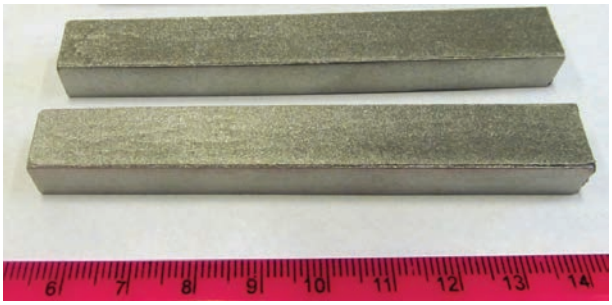


Рис. 1. Образцы спеченного сплава Zr-1 % Nb

Дополнительную горячую деформацию части полученного материала проводили путем прокатки образцов в круглых валках при 800-850°С с формированием прутков диаметром 8 мм (рис. 2), после чего часть деформированных образцов подвергали отжигу в атмосферной камерной печи сопротивления при 750 °С в течение 1 ч для снятия остаточных напряжений и получения равновесного состояния. Из прямоугольных спеченных образцов, прокатанных, а также прокатанных и отожженных прутков вытачивали цилиндрические образцы для проведения механических испытаний на растяжение (см. рис. 2).

Плотность образцов определяли методом гидростатического взвешивания, микроструктуру исследовали методом оптической, а изломы после испытаний на растяжение – сканирующей электронной микроскопии; фазовый состав и кристаллографическую текстуру – рентгеновским методом с использованием дифрактометров фирмы «Stadi» и «Rigaku» (дифрактометр «UltimaIV»). Содержание кислорода в конечном материале определяли с помощью газоанализатора ELTRA OH900.

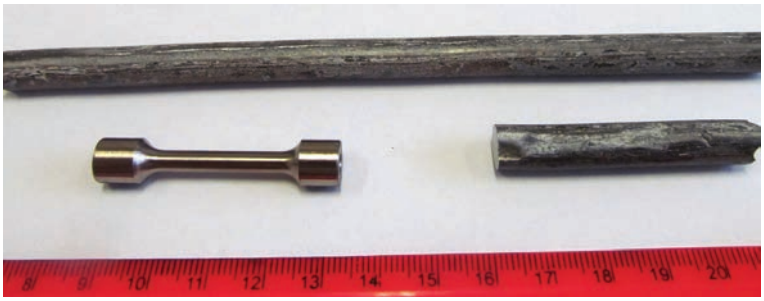
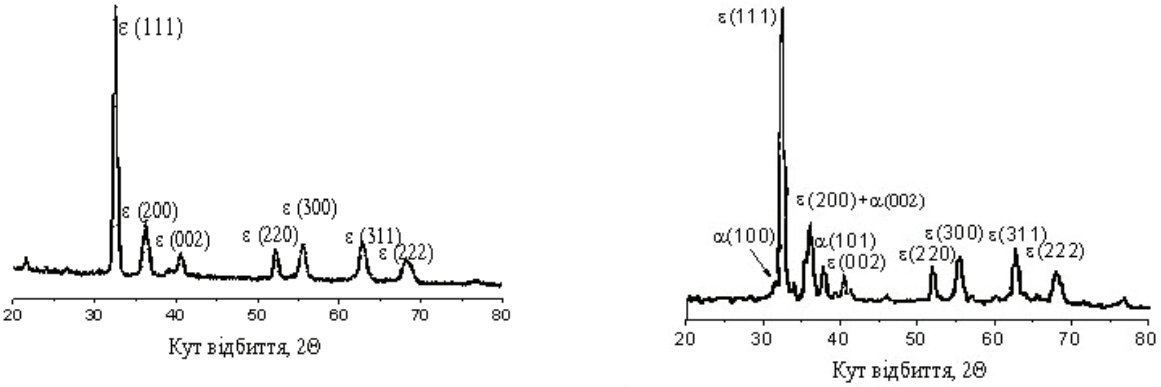


Рис. 2. Прутки сплава Zr-1 % Nb, полученные прокаткой, и выточенный из прутка образец для механических испытаний

Механические испытания на растяжение проводили при комнатной температуре на установке Instron 3377 согласно стандарту ASTM-E8-79a на образцах с размерами рабочей части - диаметром 4 мм и длиной 25 мм.

Результаты и обсуждение. *Влияние химического состава губки и роль водорода в процессах формирования фазового состава и микроструктуры спеченного циркония*. Выбранные режимы наводораживания обеспечили получение однофазных гидридов циркония ZrH_2 (ε фаза) для материалов с малым содержанием примесей (рис. 3, а, партии № 4 и 5). При увеличении содержания примесей, кроме дифракционных линий гидридной ε фазы, появляются линии α-фазы циркония, а гидрид, полученный из наиболее загрязненной губки (№ 1, рис. 3, б) содержит так же следы оксидной фазы.



а б

Рис. 3. Типовые рентгенограммы порошка наводороженного циркония партий № 5 (а) и № 1 (б)

При нагревании гидридов циркония в вакууме происходит десорбция из них водорода, что сопровождается последовательностью фазовых превращений: $ZrH_2 \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ [6]. Во всех случаях этот процесс завершается формированием α-фазы дегидрированного циркония с содержанием водорода на уровне, допустимом для технически чистого циркония (0,0025 % [7, 8]). При нагревании в масс-спектрометрической установке (со скоростью 7 ^{o}С/мин.) десорбция водорода из большинства исследованных порошков начинается приблизительно с 300-350 С (рис. 4), только для образца № 4 незначительная десорбция фиксировалась до 300°С. Наиболее интенсивно водород выделялся в температурном интервале 400-600 °С, а температура максимуму газовыделения была близка (475-520 °С) для разных партий гидридов. Следует отметить, что длительная (2-3 месяцы) выдержка порошков гидридов на воздухе смещает на 30-50 °С в сторону более высоких температур как положения максимума газовыделения, так и завершение десорбции водорода.

Данные рис. 4 свидетельствуют, что на температурный интервал и положение максимума газовыделения не влияет общее содержание примесей внедрения (кислород, азот) в гидриде циркония, что является несколько неожиданным результатом. Объяснением этого факта может быть то, что температурный интервал выделения водорода определяется, в первую очередь, не общим содержанием, а распределением примесей внедрения по объему, или по поверхности порошковых частиц.

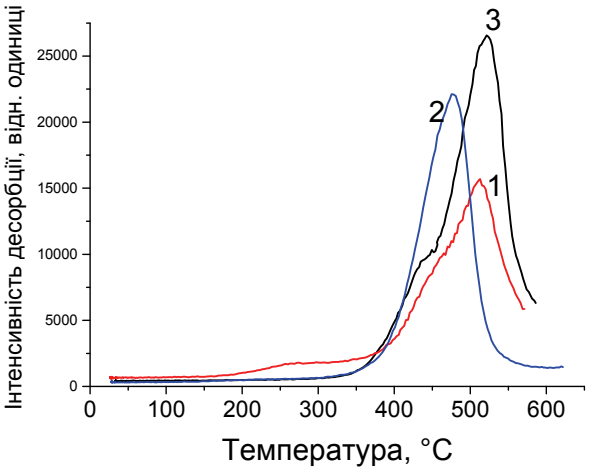


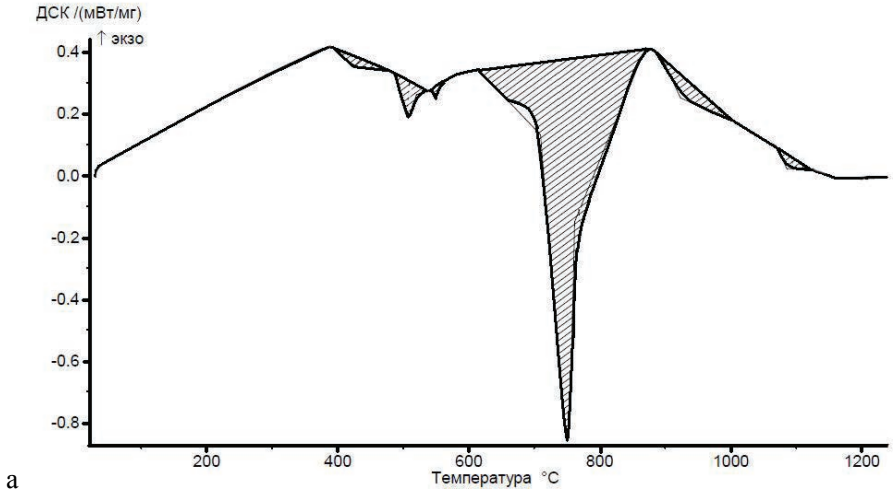
Рис. 4. Масс-спектрометрические кривые выделения водорода при нагревании наводороженного циркония: 1- партия № 1, 2- партия № 4 , 3- партия № 5

Известно, что именно оксидные пленки, покрывающие поверхность частиц циркония и его гидрида [9], способны существенно задерживать процессы сорбции и десорбции водорода. В нашем случае вследствие длительных высокотемпературных выдержек как во время технологических процессов получения губки, так и последующего гидрирования, кислород и азот диффундируют вглубь материала, равномерно насыщая его. Увеличение содержания кислорода в кристаллической решетке металла затрудняет ее насыщение водородом [9, 10], однако, как видно из приведенных выше результатов, слабо влияет на температурный интервал обратного процесса десорбции водорода. С другой стороны, оксидная пленка, толщина которой увеличивается со временем выдержки на воздухе, мешает выходу водорода из кристаллической решетки, повышая температуру десорбции. Поэтому температурный интервал десорбции водорода из гидридов циркония определяется в основном условиями производства порошков и временем их пребывания на воздухе, а не содержанием кислорода в исходной губке. Этот вывод было подтверждено результатами калориметрического анализа.

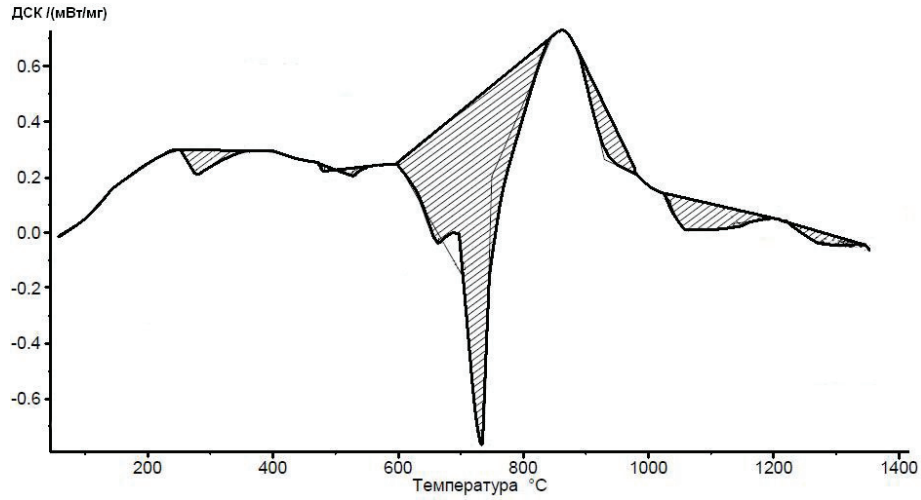
Типовые калориметрические кривые, полученные при нагрев гидридов, приведены на рис. 5. Десорбция водорода для всех порошков начинается в данных термокинетических и барических условиях эксперимента при несколько более высоких температурах (около 400 ^{o}C) по причине большей скорости нагрева и инертной атмосферы в камере, и имеет три характерные стадии с соответствующими эндотермическими эффектами от фазовых превращений при снижении концентрации водорода в цирконии [2]. Первая стадия десорбции водорода сопровождается слабо выраженными эффектами в интервале 400-600 °C, более значительные эффекты от 600 °C и, особенно в интервале 700-800 °C частично накладываются.

Эндотермические эффекты, связанные с десорбцией водорода, полностью завершаются примерно при 850°C с формированием α фазы дегидрироованного циркония [5]. Дальнейший нагрев ведет к развитию α→β превращения, что выражается слабым эндотермическим эффектом при 893-930°C. Все описанное справедливо как для чистого по примесям гидрида йодидного циркония (партия № 5, рис. 5, а), так и для гидридов со значительным содержанием примесей (например, гидрида партии № 3, рис. 5, б). В то же время, значительное количество примесей является причиной появления дополнительных эффектов на калориметрических кривых (см. рис. 5, б), что отличает эти материалы от кривой для гидрида йодидного циркония (см. рис. 5, а). Незначительный эндотермический эффект в интервале 250-335°C (см. рис. 5, б), может быть связан с плавлением многокомпонентных легкоплавких составляющих. Кроме того, при значительном содержании металлических примесей (см. рис. 5, б) в температурном интервале выше 1000 °C наблюдаются сложные термические эффекты. Это объясняется плавлением микрообъемов, в которых локальная концентрация этих примесей повышена до эвтектического состава (например, в бинарной системе Zr-Fe это происходит от 928 °C [11]) с экзотермической реакцией. Это подтверждается оплавлением поверхности образцов № 1, 2 и 3 после нагревания до 1250 °C, причем особенно было

заметно для двух последних материалов, которые содержали наибольшее количество примесей железа и ниобия.



а



б

Рис. 5. Кривые дифференциальной сканирующей калориметрии нагрева порошков гидридов циркония партий № 5 (а) и № 3 (б). Термические эффекты отмечены штриховкой

Как видно из табл. 2 и рис. 6, образование жидкой фазы при спекании порошков влияет на плотность и микроструктуру образцов спеченного циркония. Плотность материала определяют два фактора: содержание примесей, и объемная часть пор в нем, которая, как свидетельствуют исследования микроструктуры, тоже зависят от химического состава. Наибольшая плотность (табл. 2) при минимальной объемной доле остаточных пор в микроструктуре (рис. 6, а, б) достигается для образцов, спеченных с участием жидкой фазы (из гидридов № № 1, 2 и 3). В то же время микроструктура этих образцов неоднородна (см. рис. 6, а, б). В цирконии, спеченном из гидрида № 4 путем твердофазной реакции, сохраняется большая объемная доля пор (снижая плотность) при достаточно однородной структуре (рис. 6, в), в которой только по границам отдельных зерен наблюдали выделения второй фазы. Спекание гидрида № 5 привело к сохранению в материале 2-3 % (по объему) пор при самые низкие значения плотности при полной однородности структуры, которая имеет пластинчатую морфологию (см. рис. 6, г).

Таблица 2. Плотность образцов, спеченных при 1250 °С, 4 часа

№ 1	№ 2	№ 3	№ 4	№ 5
6,61 г/см^3	6,64 г/см^3	6,63 г/см^3	6,47 г/см^3	6,33 г/см^3

Исследования локального химического состава структурно неоднородных материалов № 1 и № 3 (рис. 7, а) выявили 2 типа микроструктуры отвечающие относительно чистой по примесям циркониевой

матрице (чистотою 98,2-992 % , светлые участки) и темные зоны, обогащенные примесями (Zr 91 % , Fe 5,0 % , Nb 3,7 % , Ti 03 %). Материал с максимальным содержанием примесей внедрения, полученный из гидрида № 2 (рис. 7б), кроме аналогичных светлых зерен чистого от примесей циркония (99,2 %) и темных зон (Zr 82,4 % , Fe 13,2 % , Nb 36 % , Ti 04 % , Si 0,4 %), дополнительно содержал зоны сферической формы, обогащенные железом (9,8 %), ниобием (6,9 %), кремнием (0,4 %) и титаном (1,9 %). Сферическая, либо эллиптическая форма таких зон свидетельствует о формировании их под влиянием давления Лапласа, будучи жидкой фазой при температурах спекания.

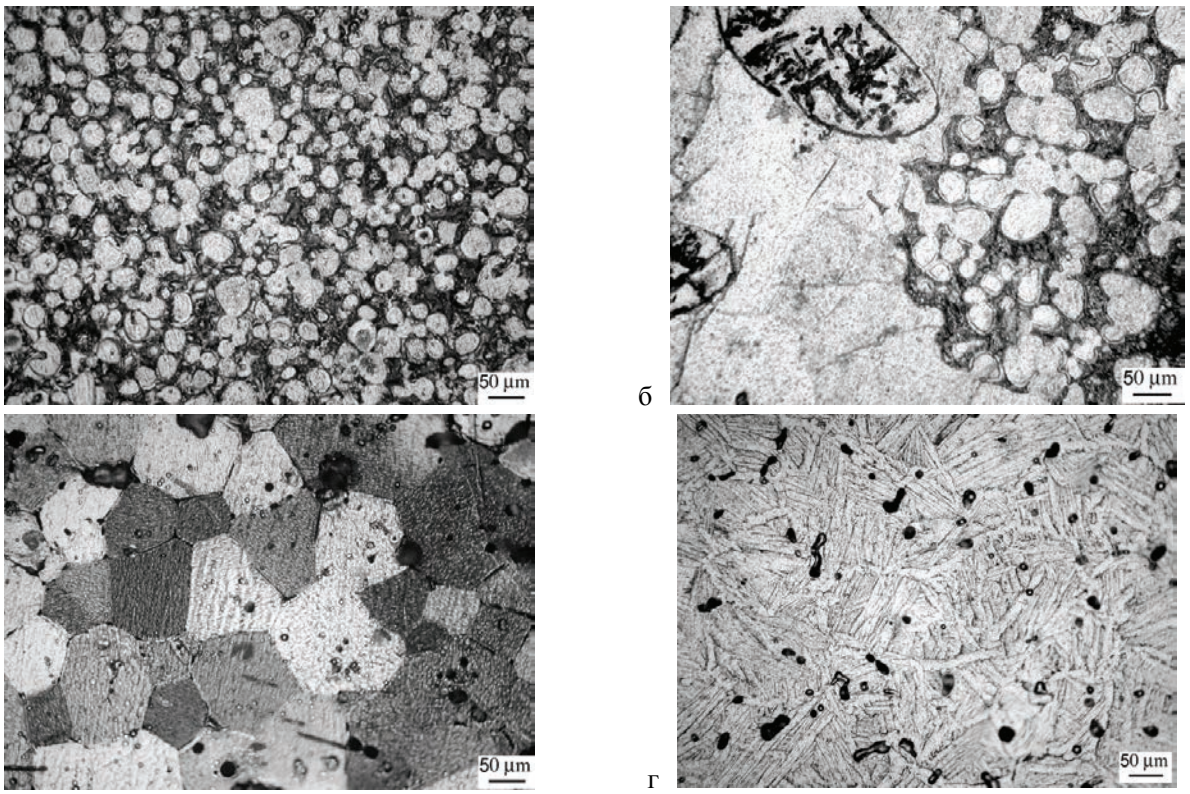
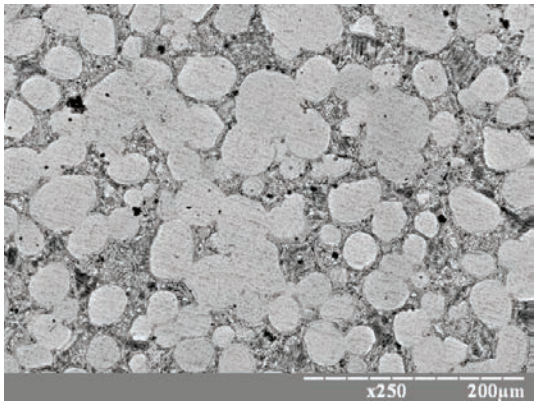
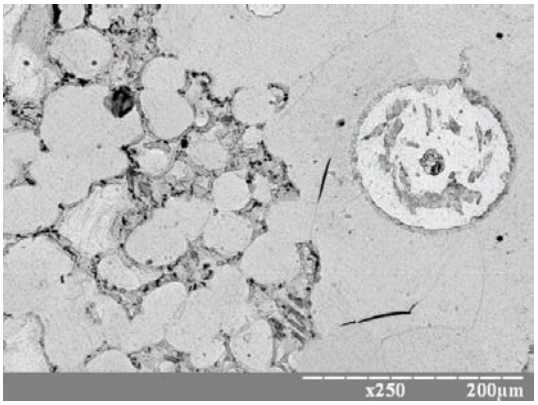


Рис. 6. Микроструктура технически чистого циркония, полученного спеканием порошков гидридов: а - № 1; б - № 2; в - № 4; г - № 5. Микроструктура материала партии № 3 подобна материалу № 1

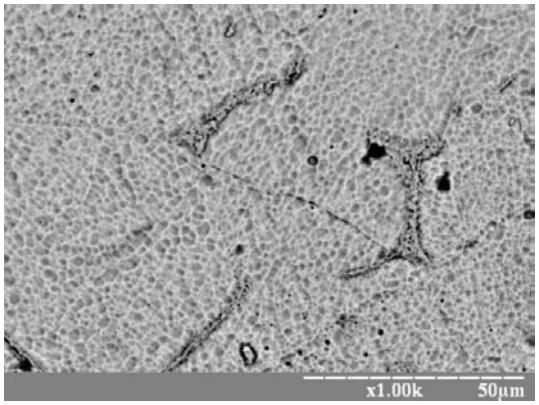
Природу таких микроструктурных неоднородностей можно объяснить анализом бинарных систем Zr-Fe, Zr-Nb, Zr-Si и Zr-Ti. Только в бинарной системе Zr-Fe [11] при температуре спекания (1250 °C) возможно образование жидкой фазы, когда сосуществуют β-твердый раствор циркония и эвтектический расплав с концентрацией железа близким к 10-12 % . В бинарных системах Zr-Nb, Zr-Si и Zr-Ti жидкие фазы не образуются при температурах, близких к температуре спекания. Таким образом, появление многокомпонентной жидкой фазы во всех случаях является следствием образования расплавов на основе эвтектики системы Zr-Fe. Светлые кристаллы на рис. 7, а - α-твердый раствор на основе циркония, который при температуре консолидации имел β-ОЦК решетку, а темные зоны с пластинчатым строением меж ними – следствие кристаллизации эвтектического расплава. Сравнение микроструктур циркония, спеченного из гидридов № 1 и № 3, свидетельствует о том, что увеличение содержания железа в порошках ведет к увеличению эвтектической фракции микроструктуры. Крупные сферические зоны в спеченном материале (см. рис. 7, б) также являются следствием образования эвтектических расплавов на основе системы цирконий-железо, а их больший объем можно объяснить неравномерным (локализованным) стартовым распределением железа в циркониевой губке. В материале, полученном из относительно чистого гидрида № 4, по границам отдельных зерен циркониевой матрицы наблюдали выделения второй фазы, обогащенной примесями (см. рис. 7, в). Железо и в данном случае основная примесь, его содержание в матрице составляет 0,16 % , а в зернограничных выделениях – до 12 %.



а



б



в

Рис. 7. Микроструктура материалов, спеченных из порошков гидридов № 1 (а), № 2 (б) и № 4 (в)

Такая концентрация железа свидетельствует, что при температуре спекания на поверхности зерен возможно локальное образование эвтектического расплава, но сравнительно малое общее содержание этого элемента не позволяет при охлаждении образоваться явно эвтектической структуре. Распределение второй по количеству металлической примеси – ниобия – связано с распределением железа. Увеличенная концентрация ниобия отмечена в зонах эвтектической структуры, обогащенных железом, хотя ниобий и не влияет на формирование эвтектики (в системе Zr-Nb жидкие фазы не образуются до 1740°C).

Пластинчатая α структура в относительно чистом цирконии (см. рис. 6г) отличается по морфологии от всех иных случаев вследствие спекания полностью в твердой фазе и равномерного распределения малого количества примесей в материале, то есть без образования явно выраженных микроструктурных зон, обогащенных примесями. В данном случае при охлаждении из однофазной β-области во время зарождения и роста пластин α-фазы имеет место «отжимание» примесей на межфазные границы, что декорирует границы параллельных α-пластин, собранных в колонии в пределах одного зерна. Вследствие появления колониальной структурф α-циркония контуры первичных β-зерен различить невозможно, но размеры колоний (см. рис. 6г) сравнимы с размерами зерен на рис. 6в, что дает возможность утверждать о приблизительно одинаковом размере зерен в этих двух случаях.

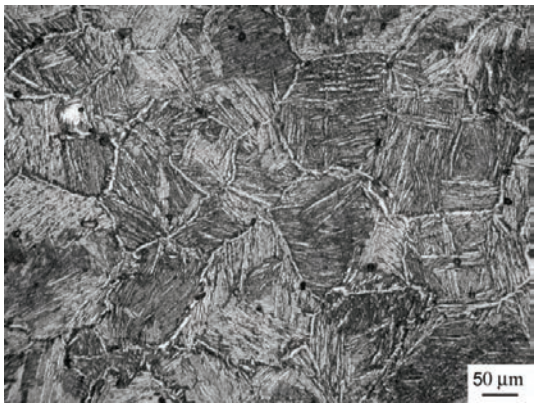
В целом, механические свойства спеченного циркония определяются такими факторами, как микроструктура, относительная плотность и содержание примесей. В нашем случае твердость по Виккерсу была наименьшей для циркония, полученного из йодидного гидрида (№ 5): 183 HV. Рост содержания примесей в материале ведет к повышению твердости: № 4 - 441 HV, № 3 - 449 HV, № 2 - 459 HV, № 1 - 598 HV. Увеличение твердости коррелирует, в первую очередь, с увеличением в материале суммарной концентрации кислорода и азота, тогда как содержание металлических примесей не имеет очевидного влияния на твердость. Поэтому можно утверждать, что, в первую очередь, именно газовые примеси определяют комплекс механических характеристик.

Из результатов измерения твердости можно оценить, как то, что значительное содержание примесей внедрения в стартовых материалах, сохраняясь в полученных гидридах и в спеченном из них цирконии, повышает его прочность, одновременно приводя к охрупчиванию. Вследствие значительного содержания примесей, все спеченные заготовки, кроме полученных из гидрида № 5, хрупко разрушались при попытке выточить из них образцы для испытаний на растяжение. Поэтому механические испытания было

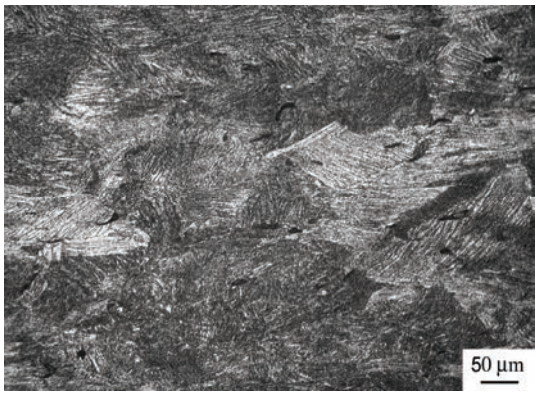
проведено только для этих образцов, в которых концентрация кислорода после проведения всех операций не превышала 0,28 % (мас.). При относительной плотности такого материала 97,5 %, предел текучести составил 434 МПа, предел прочности – 495 МПа при относительном удлинении 11,8 %.

Следовательно, при сохранении содержания примесей в материале на низком уровне можно достичь достаточно сбалансированного комплекса прочности и пластичности, достаточного для практичного использования таких материалов.

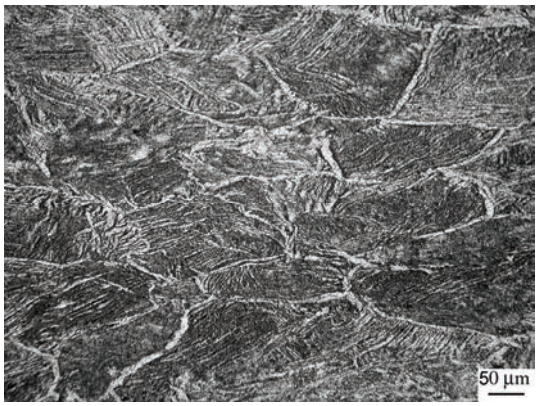
Формирование микроструктуры и механических свойств сплава Zr-1Nb при спекании. Микроструктура синтезированного сплава в состоянии после спекания приведена на рис. 8, а. Использованный температурно-временной режим обеспечивал достижение полной микроструктурной однородности материала со средним размером зерен около 150 мкм. Согласно фазовой диаграмме Zr-Nb и данным по фазовому составу литого сплава Zr-1Nb [1] при данной концентрации ниобия в материале, кроме основной фазы α-ГПУ твердого раствора ниобия в цирконии, возможно выделение небольшого количества β фазы с высоким содержанием ниобия.



а



б



в

Рис. 8. Микроструктура сплава Zr-1Nb в состоянии после: спекания (а), последующей прокатки (б) и заключительного старения. СМ

В нашем случае, о присутствии прослоек второй фазы по визуальному наблюдению микростуктуры сложно (рис. 8, а), при этом рентгеноструктурный анализ выявил исключительно α-фазу (рис. 9). Следует отметить, что водород практически полностью покидает цирконий в процессе высокотемпературной выдержки; гидридная фаза не обнаружена ни на рентгенограммах, ни в микроструктуре синтезированного сплава. При этом характерной особенностью сплава является наличие в нем отдельных остаточных пор размерами не более 10-15 мкм (см. рис. 8, а). Плотность материала составляет 6,.41 г/см^3, при общем объеме пор около 2 % (по микроструктурным исследованиям). Такой достаточно низкий процент остаточных пор и их малые размеры, как и для случая синтеза титановых сплавов [3, 4], объясняется положительным воздействием водорода на активацию диффузионных процессов при спекании [5].

Последующая термомеханическая обработка была применена для проверки потенциала повышения комплекса механических свойств за счет снижения пористости и трансформации исходной крупнозернистой и грубопластинчатой микроструктуры (см. рис. 8, а). Горячая пластическая деформация привела к заметному изменению микроструктуры (см. рис. 3, б) по сравнению с первоначальным синтезированным состоянием, что выразилось не только в повышении плотности сплава с 6,41 до

6,51 г/см^3 (при заметном снижении пористости), но и формирования несколько вытянутых в направлении деформации зерен (см. рис. 8, б). Следует заметить, что плотность деформированного материала, несмотря на то, что в микроструктуре все еще наблюдались отдельные поры, была даже выше теоретического значения плотности для данного сплава, полученного по традиционным технологиям литья (6,45 г/см^3). Этот факт можно объяснить присутствием специфического комплекса примесей в порошковом материале, в результате чего его плотность при отсутствии пор будет еще выше. Повышение дисперсности внутризеренных пластин можно связать с относительно высокой скоростью охлаждения от температур деформации. В плоскости, перпендикулярной оси течения материала на «θ-2θ» рентгенограмме (см. рис. 9) соотношение площадей под базисной (0002) линией и пирамидальной (10-11) изменилось от 0,196 для состояния после спекания (кривая 1) до 0,256 после последующей деформации (кривая 2), что свидетельствует об изменении кристаллографической текстуры. Дополнительная термическая обработка (отжиг) способствовали главным образом снятию возникших при деформации напряжений, в то время как зеренная структура, текстура и плотность сплава изменений не претерпели, а некоторое укрупнение внутризеренных пластин объясняется медленным охлаждением от температуры отжига (см. рис. 8, в).

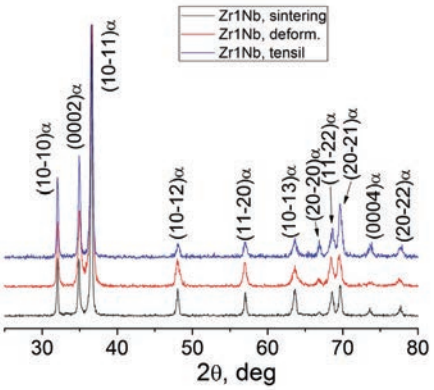


Рис. 9. Ренгенограммы сплава Zr-1Nb в состояниях после: спекания (1), последующей деформации (2) и после испытаний на разрыв (3)

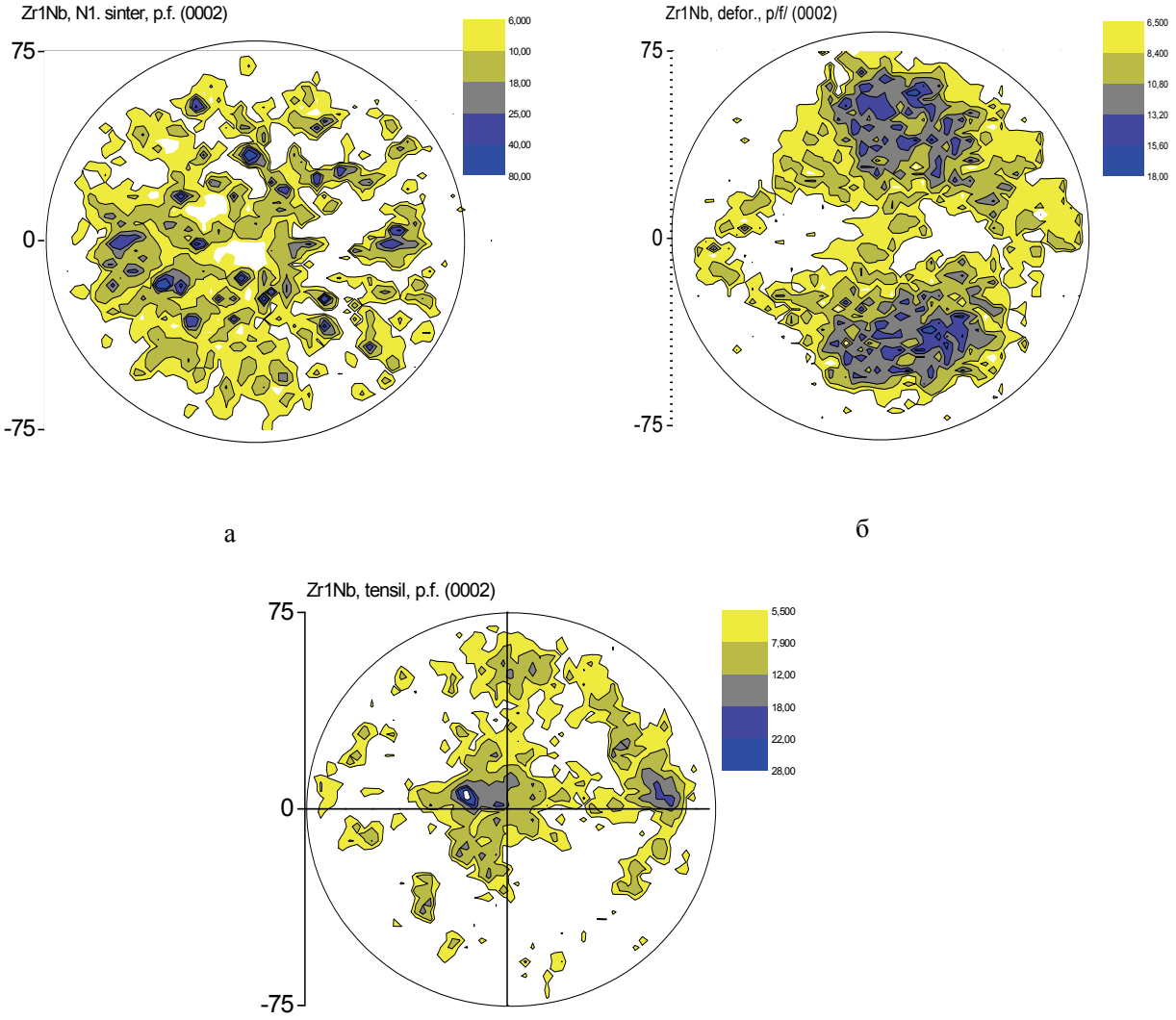
Как и следовало ожидать, синтезированный сплав Zr-1Nb в состоянии непосредственно после спекания характеризовался хаотической текстурой (рис. 10, а). Последующая горячая пластическая деформация привела к формированию сравнительно слабой текстуры базисно-призматического типа (рис. 10, б), что свидетельствует о преимущественном скольжении при горячей деформации по плоскостям ({10-11}, {11-21}) [6]. Отдельно следует подчеркнуть, что применение предложенной технологии позволяет значительно сократить суммарную пластическую деформацию, а значит – существенно уменьшить остроту конечной кристаллографической текстуры изделия и, как следствие, обеспечить большую изотропность его характеристик.

На рис. 11 представлены зависимости величин уширения дифракционных линий (FWHM) сплава Zr-1Nb в состояниях после спекания и деформации, анализ которых позволяет сделать заключение о характере причин, вызывающих подобное уширение. Из рисунка видно, что зависимость FWHM от угла Θ для синтезированного состояния близка к зависимости $Cos\Theta^{-1}$ - f(Θ), что согласно [12, 13] соответствует влиянию на нее размерного фактора областей когерентного рассеивания (ОКР). Также это свидетельствует об образовании в процессе охлаждения от температуры синтеза ОКР определенного размера [12, 13]. Расчет при помощи программ «Ultima IV» показал, что в результате спекания размер ОКР составил ~400А, тогда как после прокатки он сократился до ~200 А.

Кроме того, горячая деформация (прокатка) привела к тому, что величины уширения дифракционных линий становятся пропорциональны не $Cos\Theta^{-1}$, а tgΘ, что согласно [14, 15] свидетельствует о формировании в материале микронапряжений, т.е. дефектов второго рода – дислокаций, и т.п.

Результаты механических испытаний сведены в таблице 3. Уже в синтезированном состоянии сплав Zr-1Nb (п. 1) характеризуется прочностью почти на 40 % более высокой в сравнении с материалом,

полученным по стандартной технологии, но при этом такие характеристики пластичности, как относительное удлинение остается на том же уровне (сравни с п. 4).



а б в

Рис. 10. Частичные (0-75°) полюсные (0002)α фигуры сплава Zr-1Nb в состояниях: (а) после синтеза и (б) последующей горячей пластической деформации (прокатки). (в) – текстура синтезированного и прокатанного сплава полученная с поверхности разрушенного при испытаниях на растяжение образца

Достаточно высокая прочность полученного сплава объясняется повышенным содержанием в нем кислорода, которое возрастает в 6 раз по сравнению с содержанием кислорода в исходном йодидном цирконии, т.е. повышается до 0,25-0,30 % . Кроме того, очевидно, что даже присутствие в сплаве 2 % пор не оказывает особого негативного влияния на механические характеристики материала. Заметное уменьшение относительного сужения можно как раз объяснить наличием небольшого количества остаточных пор, которые хорошо проявились на поверхности излома (рис. 12, а).

Горячая деформация привела к существенному изменению механических свойств сплава, что проявилось в заметном повышении прочности и поперечного сужения, при снижении относительного удлинения (см. табл. 3, п. 2), что говорит о значительной локализации пластической деформации при одноосном растяжении образцов. Очевидно, что данное повышение прочности является, в первую очередь, результатом повышения при прокатке дисперсности внутризеренной микроструктуры и ее дефектности (наклепа), и уже во вторую – снижения пористости в сечении, поперечном растягивающей силе. В то же время, очевидно, что появление текстуры в деформированном состоянии скажется на

анизотропии механических свойств, следствием чего и является локализация деформации. Также по причине локализации пластической деформации в месте разрушения заметно проявляется процесс увеличения уже существующих пор и зарождения новых, что и ведет к визуальному росту пористости на поверхности разрушения по сравнению с синтезированным состоянием (рис. 12, б).

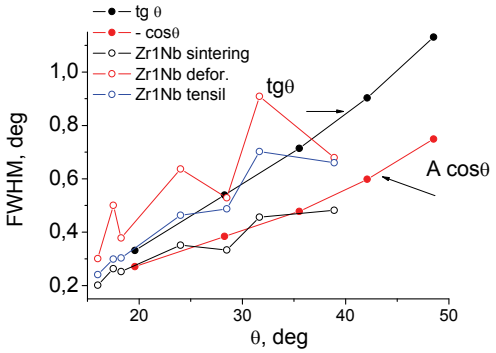
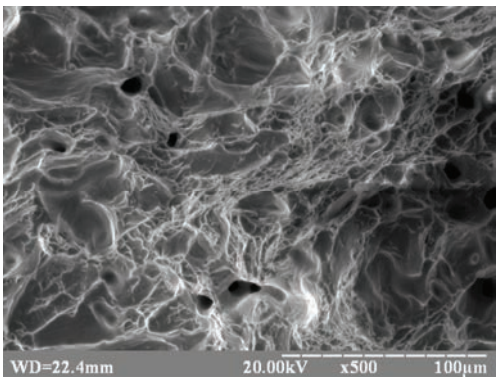


Рис. 11. Зависимость величины уширения дифракционных линий α фазы (FWHM) от угла отражения Θ

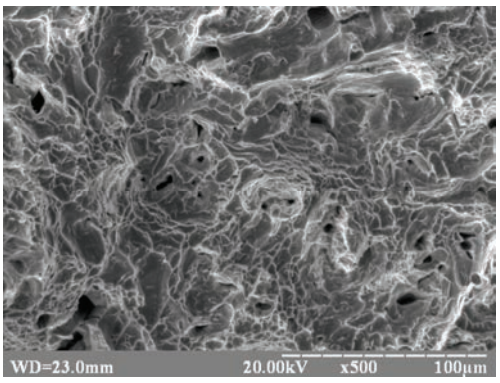
Таблица 3. Плотность и механические свойства полученного сплава Zr-1Nb после разных обработок в сравнении со свойствами сплава, полученного по традиционной технологии

№ №, п/п	Вид обработки	$\sigma_{0.2}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа	$\delta_{равн.}$, %	$\delta_{общ.}$, %	Ψ, %	Плотность, г/см^3
1	Синтезированный	605	663	8,4	18,5	28,5	6,41
2	Синтезированный и деформированный	765	822	3,6	11,3	33,8	6,51
3	Синтезированный, деформированный и отожженный	576	698	10,6	22,3	40,2	6,51
4	Литой и деформированный [3]	365	477	6,8	19,6	47,4	6,45

а



б



в

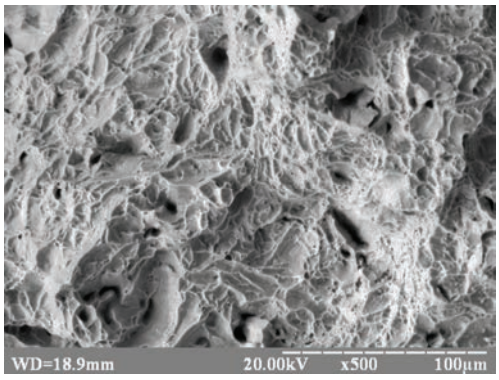


Рис. 12. Поверхность излома образцов сплава Zr-1Nb после испытаний на растяжение в состояниях после: спекания (а), последующей прокатки (б) и заключительного отжига. СЭМ

Однако, как и в случае испытаний спеченного сплава, характер разрушения остается вязким, о чем свидетельствует ямочный рельеф (см. рис. 12, а и б), причем в случае деформированного сплава размеры

ямок стали несколько меньше, что можно связать с отмеченным ранее относительным измельчением пластинок α-фазы в микроструктуре (сравни рис. 8, а и б).

Финальный отжиг сплава, не оказывающий принципиального влияния ни на микроструктуру, ни кристаллографическую текстуру, приводит к релаксации накопленных в процессе прокатки напряжений, в результате чего характеристики прочности снижаются, а пластические (удлинение и поперечное сужение) возрастают (см. табл. 3, п. 3). Из сравнения уровней прочности и пластичности в данном случае и соответствующих характеристик синтезированного состояния (п. 1) можно оценить вклад уменьшения пористости в повышение механических свойств. Характер поверхности излома образцов, подвергнутых спеканию, деформации и отжигу остался прежним (см. рис. 12, в) – вязким, с мелким ямочным рельефом, вероятно связанным с дисперсностью пластин α-фазы (рис. 8, б).

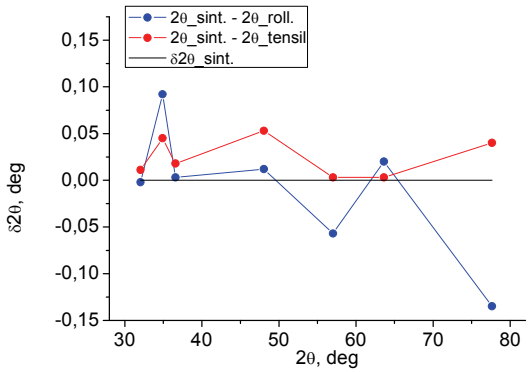


Рис. 13. Смещение дифракционных отражений углов δ2Θ сплава Zr-1Nb в состояниях: после прокатки (синяя линия) и после растяжения (красная линия)

Дополнительному изучению была подвергнута поверхность разрушения спеченного и деформированного образца после испытания на разрыв. На рис. 10, в и рис. 9 (кривая 3) представлены соответственно кристаллографическая текстура и «θ-2θ» рентгенограмма, полученные с поверхности разрушения образца, испытанного на растяжение. Из сравнения текстур на рис. 10б и в (исходным для испытания прокатанным состоянием) можно сделать вывод о том, что пластическое течение в процессе одноосного растяжения приводит к существенному изменению ориентации α-фазы за счет активизации в зоне пластического течения металла определенных плоскостей скольжения. При этом соотношение площадей под базисной (0002) и пирамидальной (10-11) линиями (см. кривые 2 и 3 на рис. 9) изменилось от 0,256 после прокатки до 0,33 после растяжения, что отражает изменение текстурного состояния, хотя и без формирования острых текстурных максимумов. На рис. 13 представлено смещение углов отражения δ2Θ относительно его равновесного положения для сплава Zr-1Nb в образцах: 1) – после синтеза и последующей прокатки и 2) – после испытания на одноосное растяжение. Уменьшение угла отражения (отрицательные значения δ2Θ) соответствуют увеличению межплоскостных расстояний, увеличение (положительные значения δ2Θ) – уменьшению межплоскостных расстояний. В первом случае увеличения (рост межплоскостного расстояния) соответствует растяжению решетки, во втором – ее сжатию. Из представленных на рисунке данных видно, что для обоих состояний имеет место различное по знаку смещение отдельных дифракционных линий. Иными словами, наблюдается разное изменение межплоскостных расстояний что говорит о неоднородности деформации как при прокатке, так и последующем растяжении по разным кристаллографическим направлениям в образцах, т.е. существовании *преимущественных (ограниченного числа) систем* скольжения. Деформация кристаллической решетки в обоих случаях неоднородна; однако при одноосном растяжении неоднородность проявляется в меньшей степени, и поскольку в этом случае для всех значений (hkl) смещение углов отражения наблюдается в сторону их увеличения, хотя и не пропорционально значению угла 2θ.

Выводы

1. Установлено, что циркониевые сплавы могут быть получены спеканием порошков гидридов циркония с разным содержанием примесей, при этом концентрация примесей влияет на остаточную пористость, неоднородность микроструктуры и механические характеристики спеченного материала.

2. Наибольшее влияние на микроструктуру и пористость спеченного материала оказывает образование жидких фаз при температурах спекания порошков, что наблюдали при значительных концентрациях в исходном материале железа - примеси, которая образует эвтектику с цирконием. Использование порошков гидрида циркония с разным содержанием железа позволяет регулировать конечную пористость, при этом содержание железа необходимо строго контролировать чтобы не допустить нежелательной неоднородности микроструктуры.

3. Примеси внедрения (в первую очередь, кислород) заметно не влияют на микроструктуру и объемную долю пор в спеченном цирконии, но определяют характеристики его твердости, прочности и пластичности. Высокое содержание кислорода делает спеченный цирконий недопустимо хрупким при излишне высокой прочности, что делает невозможным его практическое использование.

4. Для достижения физико-механических характеристик, пригодных для практичного использования спеченного циркония, материал должен содержать ограниченное количество основных примесей: железа – не более 1,1 % , кислорода – 0,28 %.

5. Сплав Zr-1Nb, изготовленный с применением порошковой технологии, включающей только операции прессования и спекания порошков гидрида циркония и ниобия, обладает достаточным комплексом механических характеристик, который сравним с комплексом свойств соответствующего сплава, изготовленного по более сложной традиционной технологии вакуумной плавки и горячей деформации. Формирующееся при этом структурное состояние характеризуется однородной хаотической текстурой с малым значением ОКР, что позволяет предположить возможность сохранения структурных параметров модельных образцов в последующих реальных изделиях, т.е. устранить неизбежные различия формирования структуры в лабораторных и производственных условиях.

6. В зависимости от применения дополнительных технологических операций горячей деформации и отжига, комплекс свойств синтезированного сплава можно изменять в широких пределах, доводя до уровня, превышающего свойства материала, полученного традиционным путем. Целесообразность применения указанных дополнительных технологических операций определяется условиями применения сплава и требованиями к его эксплуатационным характеристикам.

7. Учитывая, что сплав Zr-1Nb, полученный по порошковой технологии, отличается от традиционного литого материала специфическим содержанием примесей, в первую очередь, повышенным содержанием кислорода (до 0,3 % в нашем случае), в будущем необходимо провести дополнительные исследования, направленные на изучение возможного влияния кислорода и прочих примесей на эксплуатационные характеристики материала, а также на совершенствование технологии с целью снижения количества нежелательных примесей.

1. *Заводчиков С.Ю., Зуев Л.В., Котрехов В.А*. Металловедческие вопросы производства изделий из сплавов циркония. — М.: Наука, 2012. — 254 с.
2. *Пилипенко Н.Н*. Получение циркония ядерной чистоты // Вопросы атомной науки и техники. – 2008. – № 2. – С. 66-72.
3. *Ажажа В.М., Ивасишин О.М., Бутенко И.Н., Марковский П.Е., Матвийчук Ю.В., Теруков А.В*. Влияние режимов термомеханической обработки на структуру, кристаллографическую текстуру и механические свойства сплава Zr-1 % Nb // Вопросы атомной науки и техники. – 2009. – № 6. – С. 202-207.
4. *Производство* титановых сплавов и деталей экономичным методом порошковой металлургии для широкомасштабного промышленного применения / О.М. Ивасишин, Д.Г. Саввакин, К.А. Бондарева и др. // Наука та інновації. – 2005. - № 2. - С.45-57.
5. *Дегидрирование* порошкового гидрида титана и его роль в активации спекания / О.М. Ивасишин, Д.Г. Саввакин, Н.М. Гуменяк // Металлофизика и новейшие технологии. – 2011. - Т.33, № 7. - С. 899-917.
6. *Саввакин Д.Г., Гуменяк Н.М.* Синтез сплавов на основе бинарной системы цирконий-титан с использованием диспергированного гидрида циркония Металлофизика и новейшие технологии, 2013, т.35, № 3, с.349-358.
7. *Watanabe K., Ouchi M., Gunji K*. Determination of hydrogen in titanium, zirconium and its alloys by isotope-equilibration mass spectrometry — verification of certified values // *Fresenius' Zeitschrift für analytische Chemie.* – 1986. –V.323, Issue 3. – P. 225-227.
8. *ASTM B350* standard.
9. *Steinbruck M*. Hydrogen absorption by zirconium alloys at high temperatures // *Journal of Nuclear Materials.* – 2004. –Vol. 334, Issue 1. – P. 58–64.

10. *Matysina Z.A., Schur D.V*. Hydrogen and solid phase transformations in metals, alloys and fullerites. – Dnepropetrovsk: «Science and education», 2002. - 420 p. (in Russian).
11. *Okamoto H*. Fe-Zr (Iron-Zirconium) Phase diagram // *Journal of Phase Equilibria and Diffusion.* – 2006. – Vol. 27, Issue 5. - pp 543-544.
12. *Texture* development and anisotropic deformation of zircaloys. K. Linga Murty, I. Charit. *Progress in Nuclear Energy.* 2006. – № 48. – 325–359.
13. *Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н*. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. – 632 с.
14. *Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н*. Рентгенографический и электронно-оптический анализ.-М.: МИСиС, 1994. — 328 с.
15. *Кривоглаз М.А*. Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в неидеальных кристаллах, Київ, Наукова думка, 1983. – 408 с.

ПРОЕКТ 4.7

Одержання наноструктурованих карбідохромових покриттів методами MOCVD для захисту вузлів устаткування, працюючих в умовах одночасного корозійного та ерозійного зношування

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ КАРБИДОХРОМОВЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ MOCVD ИЗ ХОЖ «БАРХОС»

С.А. КРОХМАЛЬ, Б.М. ШИРОКОВ, Т.Н. ЗУЕВА, Н.А. СЕМЕНОВ
(Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»
Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий)

Проведен анализ последних публикаций по методам CVD и структурных особенностей покрытий получаемых этими методами. Исследованы структуры карбидохромовых покрытий получаемых в диапазоне температур 400–530 ºС из ХОЖ «Бархос», а также состав поверхностного слоя таких покрытий.

Введение. Анализ публикаций на тему получения покрытий показал, что наибольшее число публикаций посвященных этому вопросу описывают покрытия получаемые методами, магнетронного распыления, ионно-плазменными методами, электрохимическим методам осаждения. Использование этих методов наиболее эффективно при получении защитных покрытий на плоских подожках либо телах вращения. Использование методов CVD в публикациях посвященных получению защитных покрытий встречается реже. Специфика данного способа состоит в том, что при всей относительной простоте процесса и оборудования требующегося для его реализации необходимо обеспечить равномерный нагрев покрываемой поверхности и доставку достаточного количества прекурсора к этой поверхности. Скорости осаждения покрытия реализуемые способами CVD определяются количеством прекурсора и могут достигать 1 мм/час, обеспечивая при этом высокую коррозионную и эрозионную стойкость.

Высокие эксплуатационные характеристики деталей машин зависят в основном от состояния поверхности, так как отказы в процессе эксплуатации связаны, прежде всего, с разрушением поверхности. Сложный профиль узлов оборудования зачастую накладывает ограничения на выбор способа осаждения покрытий.

Перспективным решением данной проблемы может стать разработка наномодифицированных материалов с использованием CVD-метода металлоорганических соединений, целесообразность применения которых подтверждена многочисленными исследованиями.

Современные технологии позволяют в широких пределах варьировать размеры структурных элементов (зерен, фаз, слоев и т.д.). Как показал анализ, при переходе к микро- и наноструктурам может быть выделено как минимум два критических размера при достижении которых происходит существенное изменение механизма упрочнения ($d_{крит1}$ = 1 мкм; $d_{крит2}$ = 30 нм [1]). Для покрытий и тонких слоев такое увеличение уровня прочности может быть относительно легко достижимо (в отличие от объемных материалов) и полезно для повышения надежности и эксплуатационных свойств узлов оборудования.

© С.А. КРОХМАЛЬ, Б.М. ШИРОКОВ, Т.Н. ЗУЕВА, Н.А. СЕМЕНОВ, 2015

Использование аморфных хромкарбидных и хром-карбо-нитридных покрытий, полученных химическим осаждением из газовой фазы смеси бис-бензолхрома и NH_3 (или N_2H_4) в температурном диапазоне 350 – 450ºС в качестве покрытий позволяет увеличить стойкость к различным видам износа за счет содержания в их составе коррозионно- и эрозионностойких соединений Cr_7C_3, $Cr_2(N,C)$.

Дальнейшие исследования в этом направлении [2, 3] были направлены на выбор прекурсоров для получения покрытий требуемого состава и термодинамическим расчетам для выбора прекурсоров, оптимизации условий осаждения и механизмов реакции, а также управление содержанием углерода в хромовых покрытиях.

Использование впрыска переменной газовой смеси аргона и метана для получения многослойных покрытий типа Cr/CrC с толщинами слоев от 20 до300 нм [4, 5] и суммарной толщиной 1,5 мкм показало, что такие слоистые металл-керамические покрытия на основе хрома со слоями нанометрового размера по своим механическим и трибологическим свойствам заметно превосходят покрытия получаемые из чистых компонентов этих слоев.

Так, для получения слоистых покрытий заданного профиля и периодичности слоев с использованием в качестве прекурсора хромоорганической жидкости (ХОЖ) «Бархос» авторами [6] использовалось периодическое импульсное изменение давление газа-разбавителя в зоне осаждения.

Новая технология прямого впрыска (инжекции) жидкого прекурсора (DLI) в реакционный объем для CVD процессов, описанная в работе [7], может работать при давлении вплоть до атмосферного и является перспективным процессом для промышленного применения. Эта технология (DLI- CVD) в первую очередь относится к процессам, которые требуют высокого расхода прекурсора, таких как процесс непрерывного осаждения покрытий. Кроме того, DLI- CVD-технология удобна для термодинамических расчетов процесса осаждения, т.е. влияния основных параметров роста, таких как температура, общее давление и исходный фазовый состав газа на состав осажденных фаз. На основании результатов этих расчетов, покрытия из карбидов и нитридов хрома и металлического хрома были успешно осаждены методом DLI -CVD при атмосферном давлении, как в виде отдельных фаз, так и наноструктурированных многослойных твердых покрытий [7]. При этом в качестве реагента применяли бис-бензол хрома, к использованию которого авторы вернулись после более чем пятнадцатилетнего перерыва работ с этим прекурсором.

Работы [8, 9] посвящены разработке и оптимизации механизмов подачи реагента и конструкционной оснастки для его эффективного промышленного применения перспективных коррозионно и эрозионностойких покрытий получаемых методом DLI –CVD. С этой целью для получения защитных многослойных композиционных наноструктурированных покрытий с использованием DLI-CVD-технологии предложен вариант впрыска (инжекции) жидкого прекурсора методом пульсации давления с использованием ультразвукового распылительного сопла [9], отличительной особенностью которого является отказ от использования газа-носителя. Мгновенное испарение распыленных капелек приводит к резкому импульсу давления в реакторе. Быстрое расширение паров прекурсора в реакционной камере способствует их «хорошему перемешиванию» в реакторных условиях, что позволяет получать достаточно однородные по толщине покрытия на изделиях сложной формы.

Таким образом, для эффективного использования возможностей CVD методики с целью получения покрытий на сложнопрофильных изделиях необходимо обеспечить (решить задачу) компактную доставку достаточного количества прекурсора к поверхности осаждения и необходимую скорость отвода продуктов распада из зоны реакции. Наиболее эффективной (компактной) является жидкофазная доставка прекурсора к зоне осаждения в сочетании с мгновенным испарением вблизи поверхности осаждения. Применение такого способа доставки реагента позволило получать слоистые карбидохромовые покрытия со скоростью роста 15 мкм/мин [10].

Достаточное количество работ последних лет по развитию CVD процесса свидетельствует об актуальности данного направления исследований. Экономическая эффективность процесса зависит также от стоимости прекурсоров, применяемых для получения покрытий. Так стоимость технического продукта ХОЖ «Бархос» более, чем в 10 раз ниже стоимости очищенного бис-бензолхрома, который был использован для осаждения покрытий, приводимых выше. Задачей настоящей работы являлись

исследования возможностей получения, структуры и свойств карбидохромовых покрытий из технического продукта ХОЖ «Бархос», представляющего собой смесь гомологов бис-ареновых соединений хрома.

Методика эксперимента. Эксперименты по осаждению карбидохромовых покрытий из ХОЖ «Бархос» (ТУ-1149-78) проводили на лабораторной экспериментальной установке, конструкция которой позволяла осуществлять осаждение покрытий с достаточно высокими скоростями осаждения и обеспечивала максимальную эффективность использования прекурсора и высокие скорости осаждения покрытия. Доставку реагента максимально близко к зоне осаждения осуществляли в жидком виде с учетом его физических свойств.

Для этого внутри кварцевой вакуумной камеры был установлена отдельная индукционно прогреваемая камера осаждения меньшего объема, на стенках которой размещались покрываемые образцы. Подачу реагента проводили в жидкой фазе вплоть до камеры осаждения по каналу, который входил внутрь камеры и прогревался до температуры необходимой для испарения жидкого реагента через распределительные сопла на покрываемые образцы. Нагрев сопла происходил как за счет излучения со стенок реакционного объема, так и за счет индукционных токов. Перегрева канала не происходило за счет отбора тепла на нагрев и испарение реагента. Это позволяло избегать непроизводительного расхода реагента и зарастания отверстий распределительного сопла. Объем реакционной камеры составлял 0,1 л, а реактора – 2 л. При этом площадь внутренней поверхности составляла 125 см^2, а отношение S/V – 1.25, где S – площадь реакционной зоны (зоны осаждения), а V – ее объем. Схема установки приведена на рис. 1.

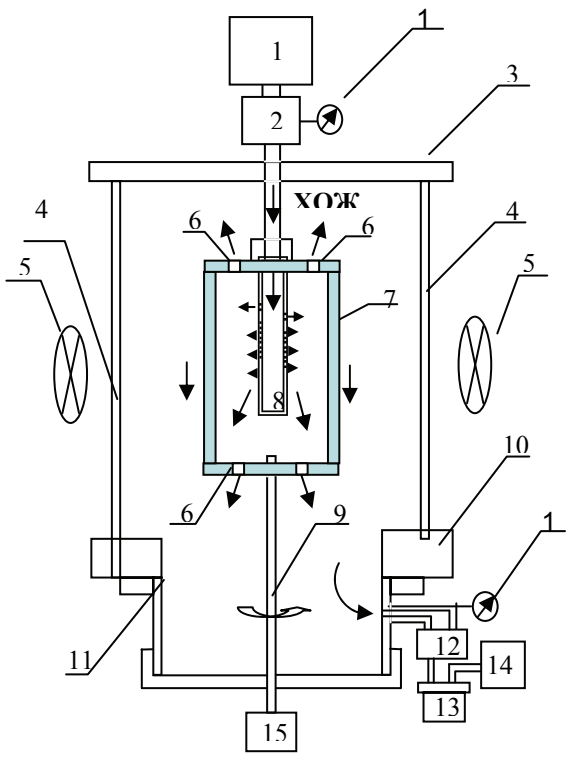


Рис. 1. Схема установки для осаждения карбидохромовых покрытий методом MOCVD из ХОЖ «Бархос»: 1 – контейнер подачи; 2 – дозатор; 3 – верхний фланец вакуумной камеры (ВК); 4 – кварцевая стенка ВК; 5 – ВЧ-индуктор; 6 – отверстия от качки; 7 – реакционный объем; 8 – распределительное сопло; 9 – ввод вращения; 10 – нижний фланец ВК; 11 – шлюзовая камера; 12 – азотная ловушка; 13 – контейнер; 14 – система от качки; 15 – двигатель вращения; 16 – датчики давления

Регулировку скорости отвода продуктов распада из зоны осаждения проводили изменением площади отверстий в торцевых крышках реакционного объема. Высокую скорость отвода продуктов распада достигали за счет соотношения объемов реакционного объема (зоны) и реакционной камеры. Изменение соотношения S/V осуществляли снижением сечения реакционного объема при постоянной его высоте, путем его замены. Температуру подложки контролировали по показаниям измерительной аппаратуры высокочастотного генератора ВЧИ4-10У4, предварительно определив зависимость температуры реакционного объема от мощности, подводимой от генератора. Оценку давления внутри камеры осаждения производили из соотношения объемов камеры осаждения и реакционной камеры, давление на выходе из которой измеряли.

Скорость подачи реагента в ходе экспериментов изменяли от 1,5 до 9 г/час. Достигнутые скорости осаждения покрытия при этом составляли 0,1 ÷ 12 мкм/мин. Температура поверхности осаждения в ходе процесса осаждения поддерживали в диапазоне от 400 до 530 ºС.

Результаты экспериментов и их обсуждение. В результате экспериментов были получены хромкарбидные покрытия как однородные, так и слоистые покрытия на подложках из различных материалов. Толщина слоев изменялась от 0,06 мкм до 1 мкм. Визуально слои отличались по цвету – «темные» и «светлые», при этом толщина «темных» слоев была заметно меньше. Исследования авторов [11] работы показали, что слои отличаются не только содержанием углеродсодержащих примесей, но и различной дисперсностью покрытий. Такие покрытия, полученные в диапазоне температур 400 – 500 ºС содержат кристаллиты двух рангов 10 и 80 нм.

Структурные особенности полученных покрытий исследовали на свежих изломах покрытия с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM 7001F фирмы JEOL.

Была определена температурная граница образования слоистых покрытий, получаемых методами MOCVD с использованием в качестве реагента технического продукта ХОЖ «Бархос».

На рис. 2 представлены фотографии сколов покрытия при разном увеличении, полученных в диапазоне температур 380 – 400ºС на медной подложке. Как видно образования слоистой структуры на изломе при увеличении 10.000 не наблюдается. Фотографии сколов покрытия в двух перпендикулярных плоскостях представленные на рис. 3 демонстрируют различную морфологию поверхности излома. Причиной различия может являться либо анизотропия свойств материала, либо различия в направлениях воздействия приложенных сил, вызвавших разрушение покрытия. Размеры структурных элементов покрытия свидетельствуют об аморфности покрытия. А поскольку аморфные покрытия не имеют анизотропии свойств, то, скорее всего различие в морфологии поверхности излома обусловлено различием в направления приложения сил, вызвавших излом покрытия.

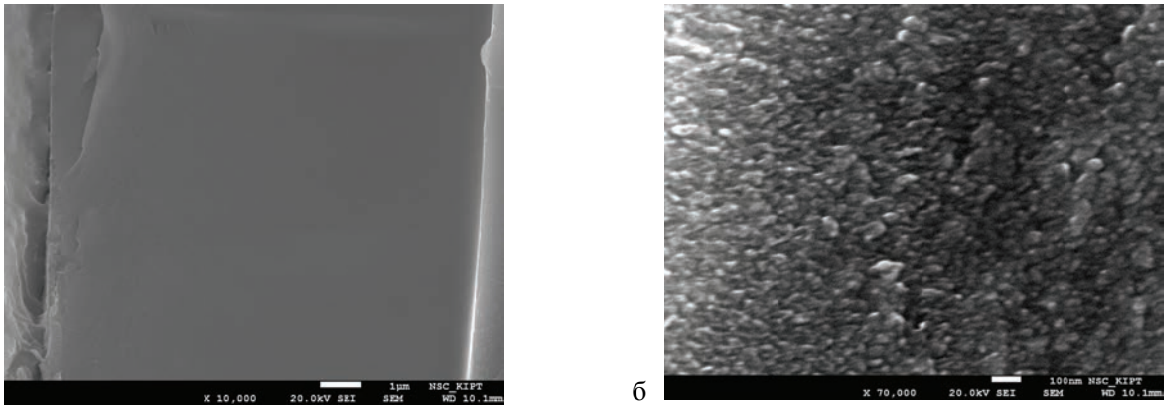


Рис. 2. Сколы пиролитического карбидохромового покрытия толщиной 10 мкм: а - ×10000; б - ×70000

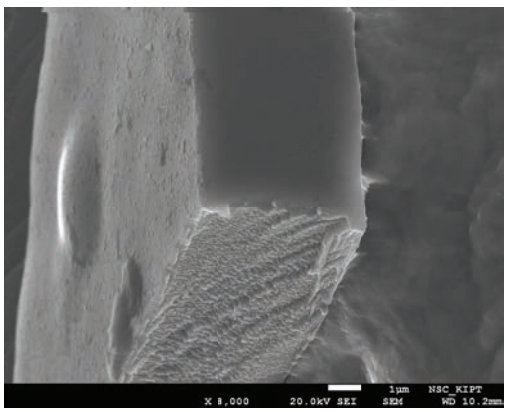


Рис. 3. Два вида поверхности излома одного и того же покрытия пиролитического хрома, полученного при $T_{ос}$=380–400ºС на медной подложке

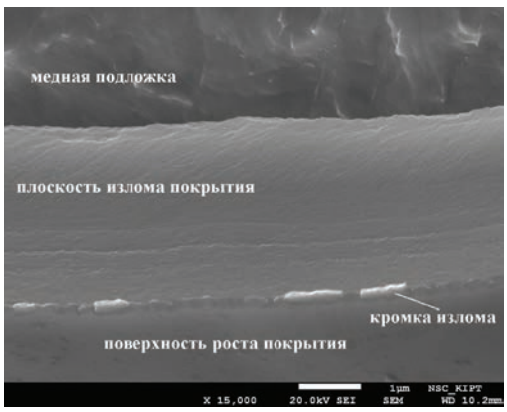


Рис. 4. Появление слоев в покрытии пиролитического хрома, полученного при $T_{ос}$= 400 – 430ºС на медной подложке

Небольшое увеличение температуры осаждения до 400-420ºС при таких же условиях осаждения приводит к появлению слоев внутри покрытия рис. 4. При температуре осаждения покрытия 500 ºС на рис. 5 видно появление слоистой структуры покрытия.

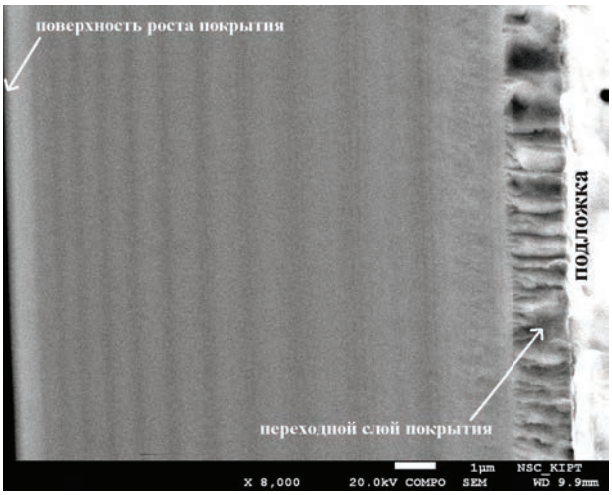


Рис. 5. Слоистое покрытие пиролитического хрома, полученного при $T_{ос}$ = 500ºС на медной подложке; средняя скорость осаждения 4,5÷6 мкм/мин; отношение S/V = 6 $см^{-1}$

Средняя за время процесса скорость осаждения составляла 4,5 ÷ 6 мкм/мин. Образование переходного слоя со столбчатой структурой небольшой толщины (≈ 1 мкм) на начальной стадии осаждения, характерно при осаждении таких покрытий [12].

Далее, со скачком давления в зоне осаждения обусловленного появлением большого количества продуктов распада, происходит рост покрытия имеющего слоистую структуру. Резкое возрастание давления в зоне реакции в сочетании с ограниченностью скорости откачки обуславливает образование слоев. Давление продуктов распада может превышать давление исходного реагента в $10^2 \div 10^3$ раз, а скорость роста покрытия может достигать значения на уровне 40 мкм/мин [13]. Как видно из рисунка 5 толщина слоев покрытия по мере его роста снижается примерно в три раза. Толщина светлых слоев снижается приблизительно с 1,2 мкм до 0,4 мкм, темных – с 0,6 мкм до 0,2 мкм. Отсутствие четкой границы между слоями не позволяет точно определять размеры слоев и их периодичность. Этот фактор с нашей точки зрения, может положительно сказываться на прочности связи между слоями покрытия. При более внимательном рассмотрении видно, что темные слои могут «расщепляться» на подслои рис. 5. Снижение толщины всех слоев по мере удаления от подложки связано с порционным характером подачи реагента и плавным снижением скорости его подачи в течение процесса при расходовании порции, которая обусловлена конструкционной особенностью распределительного сопла. Таким образом, осуществляя более тонкую регулировку скорости подачи реагента в зону осаждения можно регулировать толщины получаемых слоев покрытия. Решение этой задачи требует изменение конструкции дозирующего устройства лабораторной установки.

Снимок поверхности скола покрытия для случая, когда реакционная камера являлась одновременно и реакционным объемом, приведен на рис. 6.

Осаждение покрытия в этом эксперименте вели сначала при скорости подачи реагента 9 г/час, а потом со скоростью 3 г/час. Сравнительно высокая скорость подачи реагента на первом этапе осаждения покрытия не могла обеспечить заметных импульсов (перепадов) давления в зоне осаждения для образования слоистой структуры покрытия. Фиксированная скорость откачки из реакционной камеры, обусловленная параметрами форвакуумного насоса, а также излишек паров реагента в объеме нивелировали перепады, как парциального давления реагента, так и общего давления в камере. Кроме того, такой режим приводит к непроизводительному расходу прекурсора. В результате, особенно на начальной стадии, покрытия имели столбчатую и слоисто-столбчатую структуру. Элементы слоистости в структуре покрытия стали проявляться по мере снижения температуры подложки обусловленной сильной эндотермичностью процесса осаждения. После снижения скорости подачи реагента до 3 г/час на втором этапе осаждения, при неизменной скорости откачки из системы и мощности нагрева покрываемой

поверхности, перепады давления, обусловленные автоколебательным характером процесса осаждения [14], возросли, так как система откачки из зоны реакции смогла обеспечить необходимую скорость отвода продуктов распада, а соответственно и перепад давления над поверхностью роста покрытия. Толщина «светлых» слоев покрытия при этом составила 0,3÷0,6 мкм, а «темных» – 0,08÷ 0,15 мкм.

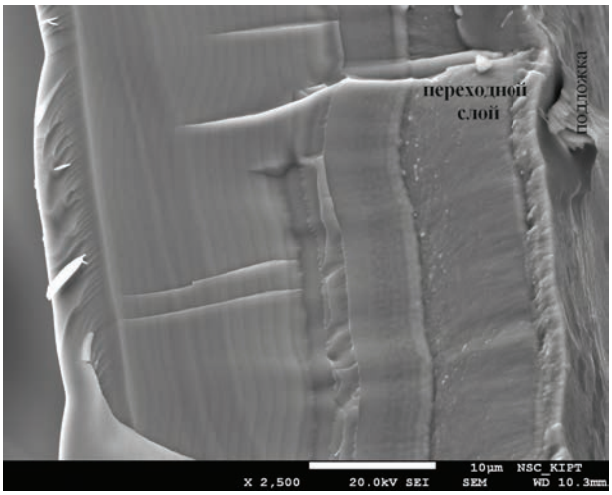


Рис. 6. Слоистое покрытие пиролитического хрома, полученного при $T_{ос}$ = 500 ºС на алюминиевой подложке; средняя скорость осаждения 1 – 1,2 мкм/мин; отношение S/V = 0,065см$^{-1}$

Слои карбидохромового покрытия отличаются по своему размеру, составу, структуре и фазовому составу. Известно [11], что покрытия, получаемые в проточном реакторе из ХОЖ «Бархос» в диапазоне температур 400 – 500ºС содержат карбид хрома Cr_7C_3, находящийся в ультрадисперсном (нанокристаллическом) состоянии. Также в состав получаемых покрытий входят рентгеноаморфный кристаллический хром, как свободный, так и связанный углерод [12, 15]. Кроме того в составе покрытия были обнаружены водород, кислород и азот. Так поверхностный слой покрытия содержит 2 ÷ 3 % (ат.) азота и ≈ 1 % (ат.) водорода.

Образование слоев покрытия происходит при переходном режиме ведения процесса осаждения, на границе между кинетической и диффузионной областью протекания процесса. Переходная область протекания процесса представляет особенный интерес с точки зрения свойств получаемых горизонтально-слоистых покрытий. Диаграмма вероятностных режимов формирования структур и фазового состава в зависимости от параметров процесса осаждения, получаемых пиролитических карбидохромовых покрытий [16] представлена в приложении В. В структуре горизонтально-слоистых покрытий наблюдаются как однородные слои аморфной фазы, так и слои кристаллической хромкарбидной смеси. Осаждение покрытий происходит попеременно по механизму, характерному для кинетической области, и по механизму диффузионной области. Автоколебания параметров осаждения (температуры, концентраций, давления) обусловленные эндотермическим эффектом термического распада МОС, а также конечной скоростью отвода продуктов распада из реакционной зоны, приводит к периодическому изменению режима осаждения покрытий (от кинетического к диффузионному) и тем самым получению слоев покрытия с существенно различающимися фазовым составом и структурой. Общий вид излома такого покрытия показан на рис. 7. Толщина переходного слоя от подложки несколько увеличена – 5÷5,5 мкм, что является следствием примененной схемы процесса осаждения. Далее следуют слои покрытия толщиной от 0,7 до 4 мкм.

Снимок этой же поверхности излома покрытия при большом увеличении, выполненный с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM 7001F, представлен на рис. 8.

Как видно из рисунка, размеры структурных элементов покрытия со слоисто-столбчатой структурой изменяются в пределах от 10 до 25 нм.

Снимок участка поверхности излома покрытия со слоистой структурой при большом увеличении, общий вид которого приведен на рис. 6, показан на рис. 9.

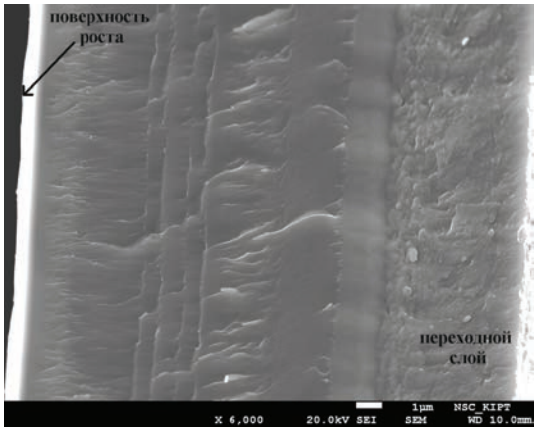


Рис. 7. Общий вид поверхности излома слоисто-столбчатого пиролитического карбидохромового покрытия на графите, 500 ºС, толщина покрытия 18 мкм, средняя скорость осаждения 0,9 мкм/мин; отношение S/V = 0,08см$^{-1}$

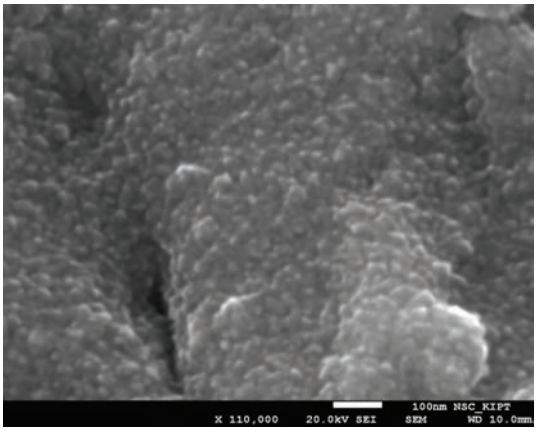


Рис. 8. Поверхность скола слоисто-столбчатого пиролитического карбидохромового покрытия толщиной 18 мкм, полученного при температуре осаждения 500 ºС, отношение S/V = 0,08 см$^{-1}$, средняя скорость осаждения – 0,9 мкм/мин, ×110.000

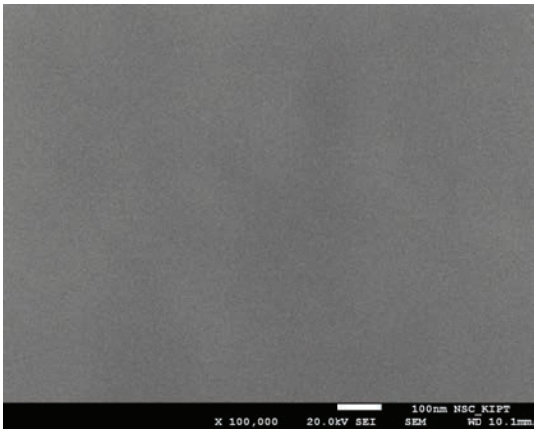


Рис. 9. Фрагмент поверхности излома слоистого участка карбидохромового покрытия, полученного на алюминиевой подложке, ширина участка 1,2 мкм; увеличение 100.000

Рис. 10. Профили распределения хрома и его соединений в приповерхностном слое покрытия

Толщина светлых слоев такого карбидохромового покрытия 200 ÷ 300 нм, темных – 80 ÷120 нм. Структурные элементы этого покрытия имеют размеры порядка 2 ÷ 4 нм.

Таким образом, видно, что покрытия с горизонтально-слоистой структурой формируются из более мелких структурных элементов.

Возможности применения метода MOCVD для получения карбидохромовых покрытий на поверхности сложного профиля с высокими скоростями роста рассмотрены в работе [17].

В последней работе авторов занимающихся проблемами осаждения покрытий из бис-ареновых соединений [9] рассматривается возможности масштабирования результатов исследований в промышленных процессах для коммерциализации CVD методов.

Для более детальных исследований состава и структуры, получаемых карбидохромовых покрытий был использован метод РФЭС в сочетании с послойным стравливанием материала покрытия с помощью ионов аргона. Исследования покрытия методами РФЭС показали, что в состав приповерхностного слоя карбидохромового покрытия помимо хрома и его карбидов входят углерод, кислород, азот и водород. Появление кислорода и азота в покрытии обусловлено наличием остаточной атмосферы в объеме реактора. Кроме того дополнительное появление оксидов хрома в приповерхностном слое покрытия возможно во время вскрытия установки когда образцы еще имеют температуру близкую к температуре осаждения и достаточную для образования оксидов. Источником углерода и водорода в слоях покрытия являются осколки ареновых соединений образующиеся при термораспаде прекурсора, которые замуровываются в покрытии в процессе его роста. Начатые исследования элементного состава покрытия

показали, что приповерхностный слой покрытия обогащен оксидами хрома, количество которых превышает содержание металлического хрома. Это является следствием попадания атмосферного кислорода на горячую подложку. Это подтверждается тем, что при повышенном содержании карбида хрома в покрытии соответственно снижается соответственно (рис. 10) суммарное содержание оксидов от CrO до CrO_3, поскольку кислород взаимодействует только с металлическим хромом.

Массовое содержание хрома в покрытии составляет 60 – 75 % (масс.), а углерода 10 – 25 % (масс.), как это показано на рис. 11.

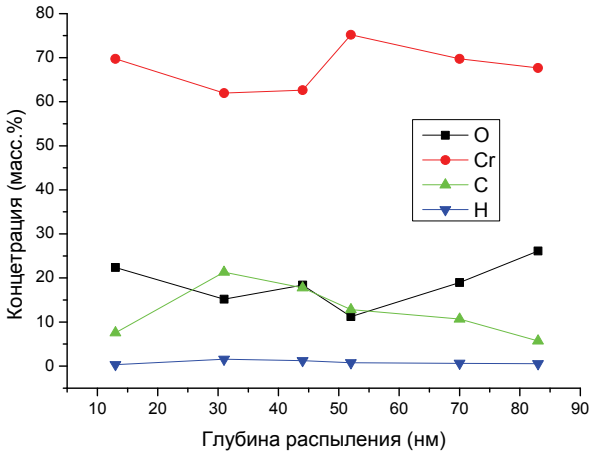


Рис. 11. Профили распределения основных элементов в приповерхностном слое покрытия

Содержание большого количества кислорода на такой глубине может свидетельствовать о том, что процесс осаждения на еще горячей подложке мог продолжаться после напуска атмосферы в камеру в присутствии паров прекурсора.

Соотношение содержания углерода и водорода в приповерхностном слое покрытия, приведенное на рис. 12 может говорить о присутствии бензольных колец и свободного углерода.

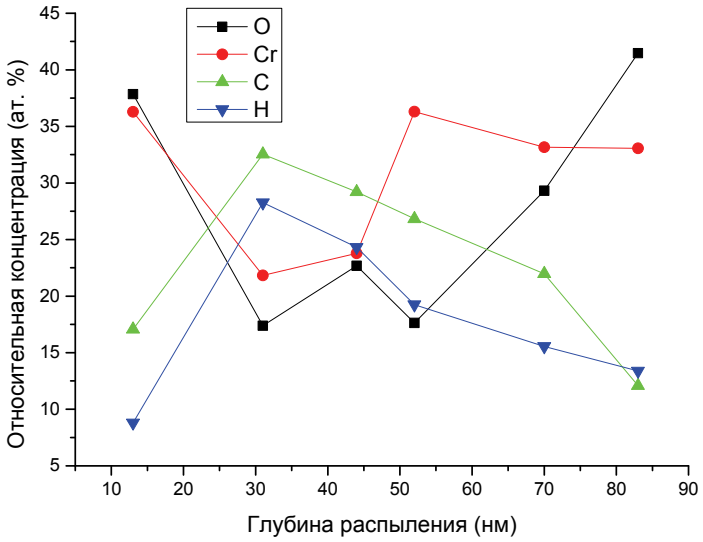


Рис. 12. Профили распределения основных элементов в приповерхностном слое покрытия

Возрастание содержания кислорода на глубине 100 нм скорее всего говорит о том, что в процессе осаждения при атмосферном давлении на поверхности наросло более100 нм покрытия.

Очевидно, что дальнейшие исследования покрытия позволят более точно определить периодичность слоев покрытия и их элементный и фазовый состав.

Проведенные ранее исследования коррозионной [18] и кавитационной [19, 20] стойкости таких карбидохромовых покрытий свидетельствуют о том, что именно структурные особенности покрытий являются причиной их повышенной стойкости к износу.

Выводы

1. Метод MOCVD позволяет получать слоистые карбидохромовые покрытия с толщиной слоев от 0,08 до 4 мкм из ХОЖ «Бархос», который выпускается промышленным способом.

2. Размеры структурных элементов полученных карбидохромовых покрытий лежали в диапазоне от 2 до 40 нм.

3. Размеры слоев покрытия и его структурных элементов зависят как от параметров проведения процесса осадження (температура, давление и концентрация прекурсора) , так и геометрией реакционной зоны.

4. Размеры структурных элементов горизонтально-слоистых покрытий на порядок меньше чем у слоисто-столбчатых покрытий.

1. *Материалы* 51-й Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» // 16-20 мая 2011 года. Харьков, Украина. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2011, – 430 с.
2. *Schuster F. and Maury F.* Characterization of chromium nitride and carbonitride coatings deposited at low temperature by organometallic chemical vapour deposition / Surface and Coatings Technology, 46 (1991) 275-288.
3. *Maury F., Gueroudji L., Vahlas C.* Selection of metalorganic precursors for MOCVD of metallurgical coatings: application to Cr-based coatings / Surface and Coatings Technology 86- 87(1996) 316-324.
4. *Romero J., Lousa A., Martınez E., Esteve J.* Nanometric chromium/chromium carbide multilayers for tribological applications / Surface and Coatings Technology 163 –164 (2003) 392–397.
5. *Go´mez M.A., Romero J., Lousa A., Esteve J.* Tribological performance of chromium/chromium carbide multilayers deposited by r.f. magnetron sputtering / Surface & Coatings Technology 200 (2005) 1819 – 1824.
6. *Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Горовой А.П. и др*. Исследование физико-механических свойств пиролитических хромовых покрытий. // Применение металлоорганических соединений для получения неорганических покрытий и материалов: Тез. докл. 5-го Всесоюз. совещ. Горький, 1987. М.: Наука, 1987. – С.68 – 71.
7. *Douard A., Bernard C., Maury F.* Thermodynamic simulation of atmospheric DLI-CVD processes for the growth of chromium-based hard coatings using bis(benzene) chromium as molecular source / Surface & Coatings Technology 203 (2008) 516–520.
8. *Maury F., Douard A., Delclos S., Samelor D., Tendero C.* / Multilayer chromium based coatings grown by atmospheric pressure direct liquid injection CVD / Surface & Coatings Technology 204 (2009) 983–987.
9. *Darryl Lee, Susan Krumdieck, Sam Davies Talwar*. Scale-up design for industrial development of a PP-MOCVD coating system / Surface and Coatings Technology Volume 230, 15 September 2013, Pages 39–45.
10. *Крохмаль С.А., Зуева Т.Н.* Получение пиролитических покрытий из карбида хрома на внутренних поверхностях протяженных каналов / Вістник Національного технічного університету «ХПІ». Збірник наукових праць. Тематичний випуск «Хімія, хімічна технологія та екологія». – Харків: НТУ «ХПІ». – 2008. – № 41. – с. 29-38.
11. *Щуров А.Ф., Коткис А.М., Домрачеев Г.А и др*. Структура покрытий, получаемых термическим разложением хромоорганических соединений / ДАН СССР, 1986, т. 291, № 1, с. 129-132.
12. *Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Горовой В.А*. Получение защитных покрытий пиролизом металлоорганических соединений хрома // Металловедение и термическая обработка металлов, № 8, 1985, С. 30–35.
13. *Осаждение* пленок и покрытий разложением металлоорганических соединений Б.Г. Грибов, Г.А. Домрачеев, Б.В. Жук и др. – М.: Наука, 1981. – 322 с.
14. *Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Горовой А.П. и др*. Парофазная технология получения защитных покрытий терморазпадом металлоорганических соединений хрома. // Техника, экономика, информация: Сборник. сер. технология, 1986. Вып. 1, – С. 3 – 12.
15. *Maury F., Oquab D., Manse J.C., Morancho R., Nowak J.F., Gauthier J.P.* Structural characterization of chromium carbide coatings deposited at low temperature by low pressure chemical vapour decomposition using dicumene chromium / Surface and Coatings Technology / Volume 41, Issue 1, Pages 51-61 (February 1990).
16. *Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Горовой А.П., Иванов Л.Л.* «Упрочнение режущего инструмента пиролитическими хромовыми покрытиями» – В сб. «Техника, экономика, информация» сер. Технология, 1988, вып. 4, с. 34 – 41.
17. *Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Горовой А.П., Иванов Л.Л.* «Упрочнение режущего инструмента пиролитическими хромовыми покрытиями» – В сб. «Техника, экономика, информация» сер. Технология, 1988, вып. 4, с. 34 – 41.
18. *Крохмаль С.А., Зуева Т.Н.* «Влияние структурных особенностей пиролитических карбидохромовых покрытий на их свойства» – 8 Міжнародну конференцію «Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий», 22-26 серпня 2014 р., санаторій «Понізовка», АРК, Україна.
19. *Крохмаль С.А., Зуева Т.Н.* «Структура и механические свойства многослойных карбидохромовых покрытий получаемых методом MOCVD» – Тез. докл. на 55 Міжнародну конференцію «Актуальные проблемы прочности», 9 – 13 червня 2014 року, Харків, Україна, с. 102
20. *Крохмаль С.А., Коваленко В.И., Зуева Т.Н.* «Увеличение стойкости сложнопрофильных деталей узлов запорной арматуры используемой в оборудовании АЭС и ТЭС» – Ресурс-2012, Международная научно-техническая конференция «Конструкционная прочность материалов и ресурс оборудования АЭС» Киев, 2-5 октября 2012 г.

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КАРБИДОХРОМОВЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ MOCVD ИЗ ХОЖ «БАРХОС»

С.А. КРОХМАЛЬ, Т.Н. ЗУЕВА
(Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий)

Исследованы физико-химические свойства и структурные особенности карбидохромовых покрытий получаемых из технического продукта ХОЖ «Бархос» в диапазоне температур 400-530 ºС для двух схем осаждения методами MOCVD. Показано, что износостойкость покрытия и его стойкость к пластической деформации значительно превосходит рассмотренных конструкционных материалов.

В процессах химического осаждения из газовой фазы (CVD) имеет место наибольшее рассеяние материала, поэтому этот метод пригоден для получения равномерных покрытий на изделиях относительно сложной формы. Особенно эффективен этот метод для нанесения покрытий на внутренние полости и в частности на внутренние поверхности труб. Использование в качестве прекурсоров для химического осаждения из газовой фазы (MOCVD) позволяет снизить температуры получения карбидов тугоплавких металлов обладающих высокой износо- и коррозионной стойкостью. К достоинствам CVD методов осаждения следует отнести высокую плотность покрытий, способность диффундировать в поры и трещины, огибать углы благодаря высокой подвижности паров, высокая адгезия и скорость осаждения, а также гибкость технологии, позволяющей в широком диапазоне менять скорость осаждения, возможность управления структурой составом покрытий.

Эффективность использования бис-ареновых соединений хрома в качестве прекурсора для получения защитных покрытий, которые обладают высокой стойкостью в условиях воздействия факторов, вызывающих интенсивный коррозионный и эрозионный износ изделий, хорошо известна из работ [1–3]. Стоимость индивидуальных бис-ареновых соединений, позволяющих получать покрытия со стабильными свойствами, значительно превосходит стоимость технического продукта ХОЖ «Бархос», выпускаемого промышленным способом и поэтому исследование возможностей получения покрытий со стабильными свойствами из технического продукта являются актуальными. Тот факт, что карбидохромовые покрытия в результате особенностей процесса осаждения имеют слоистую структуру, представляет особый интерес для исследований, поскольку, как показали авторы работ [4, 5], слоистые металл-керамические покрытия на основе хрома типа Cr/CrC по своим механическим и трибологическим свойствам заметно превосходят покрытия получаемые из чистых компонентов этих слоев. Причиной аномально высокой стойкости таких покрытий могут являться как особенности их структуры, так и размеры структурных элементов покрытия.

Цель настоящей работы состоит в том, чтобы на базе двух вариантов экспериментальной установки для получения покрытий методами MOCVD из технического продукта ХОЖ «Бархос» исследовать влияние:

- материала подложки на физико-механические свойства карбидохромовых покрытий;
- схемы процесса осаждения и ее параметров на структуру покрытия и размеры его структурных элементов;
- электрохимические свойства получаемых покрытий и сравнить их со свойствами некоторых из конструкционных материалов, защиту которых необходимо обеспечить;
- кавитационную стойкость получаемых покрытий и сравнить их со свойствами некоторых из конструкционных материалов, защиту которых необходимо обеспечить.

Методика эксперимента. Для проведения экспериментов по осаждению карбидохромовых покрытий с использованием проточного реактора было рассмотрено два варианта схемы процесса с кварцевой реакционной камерой (РК)и стальной. Объемы обеих РК были идентичны.

© С.А. КРОХМАЛЬ, Т.Н. ЗУЕВА, 2015

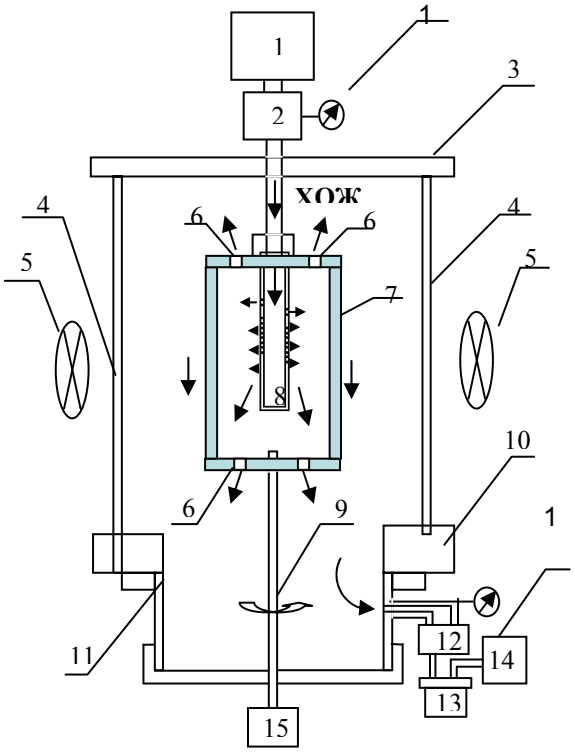


Рис. 1. Схема 1 установки для осаждения карбидохромовых покрытий методом MOCVD из ХОЖ «Бархос»: 1 – контейнер подачи; 2 – дозатор; 3 – верхний фланец реакционной камеры (РК); 4 – кварцевая стенка РК; 5 – ВЧ-индуктор; 6 – отверстия от качки; 7 – реакционный объем; 8 – распределительное сопло; 9 – ввод вращения; 10 – нижний фланец РК; 11 – шлюзовая камера; 12 – азотная ловушка; 13 – контейнер; 14 – система от качки; 15 – двигатель вращения; 16 – датчики давления

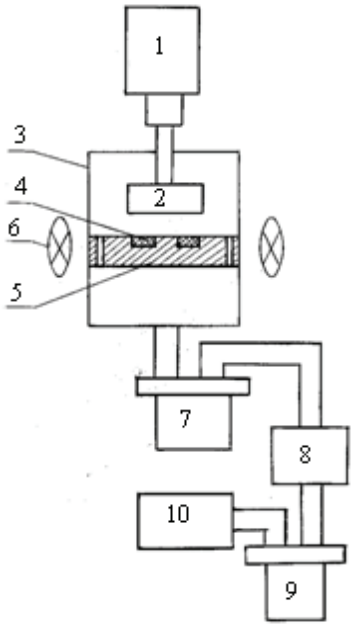


Рис. 2. Схема 2 установки для осаждения карбидохромовых покрытий методом MOCVD из ХОЖ «Бархос» с металлическим корпусом реактора: 1 - контейнер подачи с дозатором; 2 - испаритель; 3 - металлический корпус реактора; 4 - образцы; 5 - медный подложкодержатель; 6 - индуктор ВЧ генератора; 7 - контейнер для улавливания реагента; 8 - азотная ловушка; 9 - контейнер для сбора продуктов распада; 10 - форвакуумный насос

Вариант с кварцевой камерой представлен на рис. 1. Внутри реакционной камеры с кварцевой боковой стенкой помещали стальной реакционный объем, прогреваемый ВЧ индукционным нагревом (генератор ВЧИ4–10 У4). Ввод прекурсора в реакционный объем производили с помощью распределительного сопла непосредственно на поверхность покрываемых образцов помещенных на стенках реакционного объема. Объем реактора составлял 2 л, а реакционного объема – 0,1 л. При этом площадь внутренней поверхности реакционного объема составляла 125 см^2, а отношение S/V – 1.25, где S – площадь реакционной объема (зоны осаждения), а V – ее объем.

Регулировку скорости отвода продуктов распада из зоны осаждения проводили изменением площади отверстий в торцевых крышках реакционного объема. Высокую скорость отвода продуктов распада достигали за счет соотношения объемов реакционного объема (зоны) и реакционной камеры. Изменение соотношения S/V осуществляли снижением сечения реакционного объема при постоянной его высоте, путем его замены. Скорость подачи реагента в ходе экспериментов изменяли от 4,1 до 6,8 г/час. Достигнутые скорости осаждения покрытия при этом составляли 0,5 ÷ 3,5 мкм/мин. Температура поверхности осаждения в ходе процесса осаждения поддерживали в диапазоне от 400 до 550ºС. Контроль температуры осуществляли по параметрам ВЧ-генератора и предварительно полученным градуировочным кривым нагрева реакционного объема.

При осаждении покрытий по другой схеме использовали стенку реакционной камеры из нержавеющей стали 08Х18Н10Т. При такой схеме процесса существовала возможность измерения температуры подложкодержателя в процессе осаждения покрытия. Принципиальная схема установки приведена на рис. 2.

Соотношение площади покрываемой поверхности (S) к реакционному объему (V) – S/V может существенно влиять на кинетику процесса осаждения, а также структуру и состав получаемого покрытия

[6, 7]. Для схемы рис. 1 и рис. 2 это отношение заметно отличались и составляли 1,9 и 0,2, соответственно. Средние скорости подачи реагента при этом были практически одинаковы (4,7 ÷ 6,8 и 4,1 ÷ 6,6 г/час, соответственно). Конструктивная особенность первой схемы позволяла в течение одной-двух минут после окончания процесса осаждения извлечь образцы из реакционной зоны, в то время как для второй схемы образцы можно было извлечь только по истечении 1,5 ÷ 2 часов, при этом температура массивного подложкодержателя оставалась достаточно высокой до одного часа.

Результаты экспериментов и их обсуждение. Осаждение карбидохромовых покрытий из газовой фазы ХОЖ «Бархос» проводили как на подложки из различных материалов (Al, Cu, Ni, Zr, Mo, Si монокристаллический, сталь ХВГ, сталь 45, стекло) при одинаковых условиях осаждения, так и на подложки из стали при разных температурах процесса. При осаждении на подложки из стали использовали два варианта схемы осаждения представленных на рис. 1 и рис. 2.

В результате экспериментов были получены хромкарбидные покрытия с толщиной покрытия от 10 до 70 мкм. Толщина покрытия зависела от времени процесса осаждения, скорости подачи прекурсора и температуры подложки.

Скорость роста покрытия в исследованном диапазоне температур достигала 3,5 мкм/мин и определялась фактически скоростью подвода прекурсора к поверхности осаждения и скоростью отвода продуктов распада из зоны реакции, как это видно из табл. 1.

Таблица 1

№ образца	$T_{ос.}$, °C	$V_{хож}$, г/час	$V_{ос.}$ мкм/мин	$t_{ос.}$ мин
458	500-530	4,7÷5,2	1,0-1,4	22-23
459	550	4,7	0,6-1,1	22
460	500	6,8	2,5-3,5	20

Структуру карбидохромового покрытия выявляли химическим травлением с помощью реактива Мураками. Полученные в ходе серии экспериментов покрытия имели горизонтально-слоистую структуру, представленные на рис.3, рис. 4 и рис. 5.

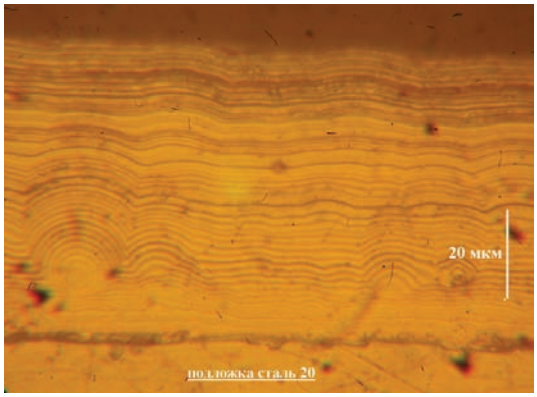
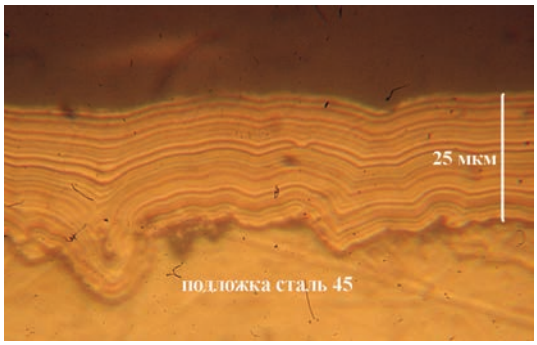


Рис. 3. Кварцевый реактор $T_{ос.}$ = 500ºС (обр. № 460) –встроенный реактор Ø30 мм

а



б

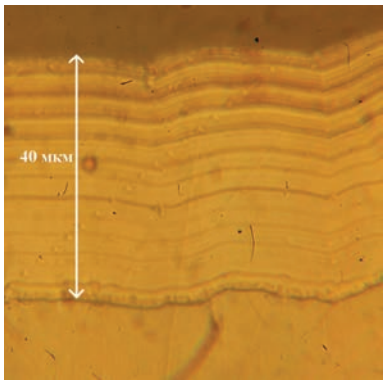


Рис. 4. Стальной реактор $T_{ос.}$ = 490 -500ºС (обр. № 426), реактор Ø60 мм (а); кварцевый реактор $T_{ос.}$ = 500 ºС (обр. № 481) – встроенный реактор Ø45 мм (б)

Характер слоистости покрытия зависел от флуктуаций скорости подачи прекурсора. При осаждении покрытия прекурсор подавали как порционно, так и непрерывно, при этом средняя скорость подачи прекурсора за время осаждения была практически одинаковой.

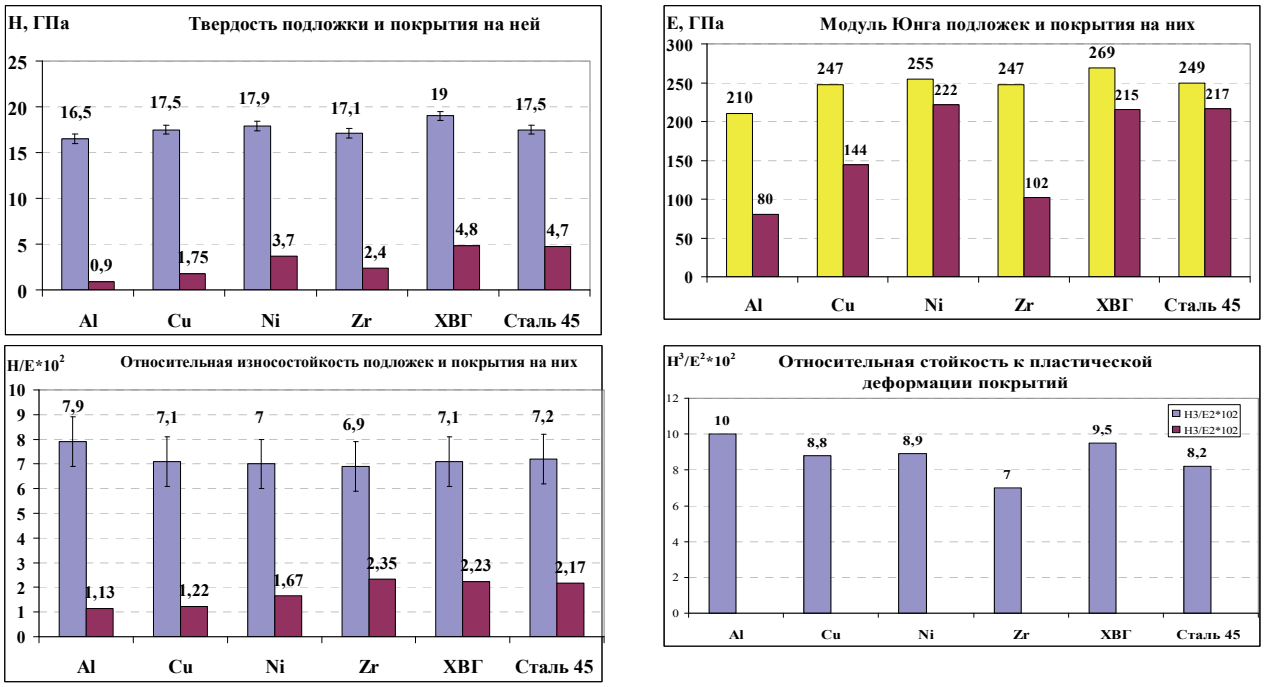


Рис. 5. Гистограммы механических свойств карбидохромовых покрытий и материалов подложек

Были проведены исследования механических и эксплуатационных свойств карбидохромовых покрытий осажденных на подложки из различных материалов.

Гистограммы сравнения твердости, модуля Юнга, относительной износостойкости и стойкости к пластической деформации, полученные по данным индентирования наноиндентором G-200 показаны на рис. 5. Покрытия для исследований наносили на материалы, широко применяемые в промышленности. Следует отметить, что при осаждении карбидохромового покрытия на подложки из Mo, Si монокристаллического и стекла наблюдалось самопроизвольное отслоение покрытия от подложки при толщинах порядка 3 ÷ 5мкм с образованием изогнутых чешуек различного размера. Для поликристаллического молибдена ($\alpha = 4{,}8*10^{-6}$ м/град) длина отслоившихся чешуек достигала 10 ÷ 15 мм, для стекла и монокристаллического кремния ($\alpha = 6*10^{-7}$ м/град) после электрохимической полировки – 1 ÷ 3 мм. Это происходило, по-видимому, из-за различных коэффициентов термического расширения материала подложки и покрытия, а также из-за наличия в таких покрытиях высоких сжимающих напряжений [8]. Особый интерес сейчас представляет совместимость карбидохромового покрытия и подложек из циркония. Карбидохромовые покрытия, получаемые осаждением из газовой фазы ХОЖ «Бархос» на подложках из циркония показали хорошую совместимость. Испытания методом индентирования в границу раздела «покрытие–подложка» пирамидки Виккерса при нагрузках 0,5 Н и 1,0 Н свидетельствуют о высокой адгезии покрытия и циркония. Коэффициенты линейного термического расширения покрытия и циркония равны $(6\div6{,}6)*10^{-6}$ и $(5{,}9\div6{,}9)*10^{-6}$, соответственно.

Фотография дорожки индентирования поперечного шлифа покрытия и подложки показаны рис. 6.

Проведенные исследования электрохимических свойств материала карбидохромовых покрытий сопоставляли с данными опубликованных исследований [9] материала широко применяемого в атомной промышленности. На рис. 7 показаны сравнительные электрохимические характеристики карбидохромового покрытия и Zr. Как видно из графиков, растворение материала покрытия в рассмотренном диапазоне потенциалов заметно ниже, чем у металлического циркония.

Нехарактерный ход кривой тока для покрытия обусловлен предельным значением тока, который можно измерить с помощью используемого потенциостата ПИ-50-1. Следовательно, можно предполагать, что реально коррозионные токи имеют еще меньшее значение, чем показано на кривой.

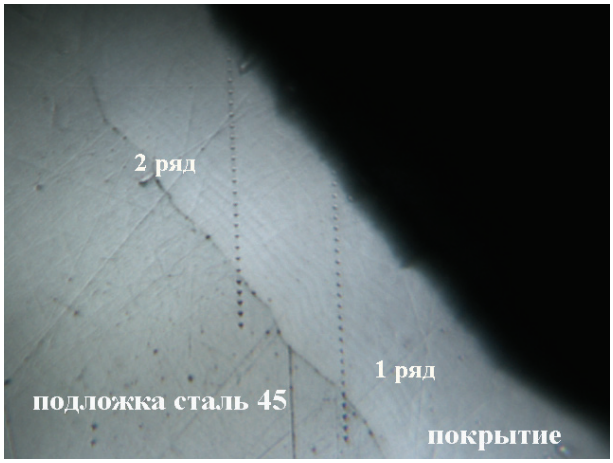


Рис. 6. Схема индентирования поперечного шлифа с покрытием. Расстояние между уколами индентора – 3 мкм

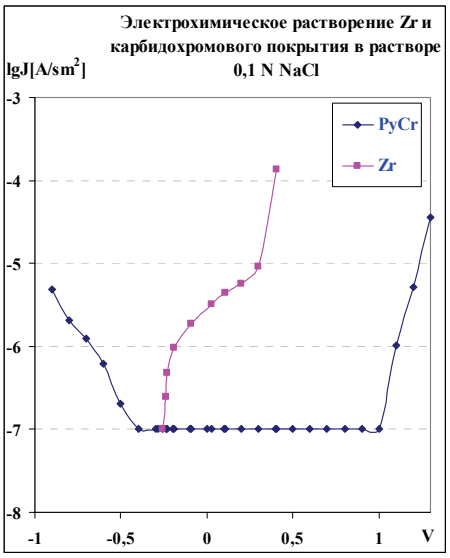


Рис. 7. Сравнительные электрохимические характеристики карбидохромового покрытия и Zr

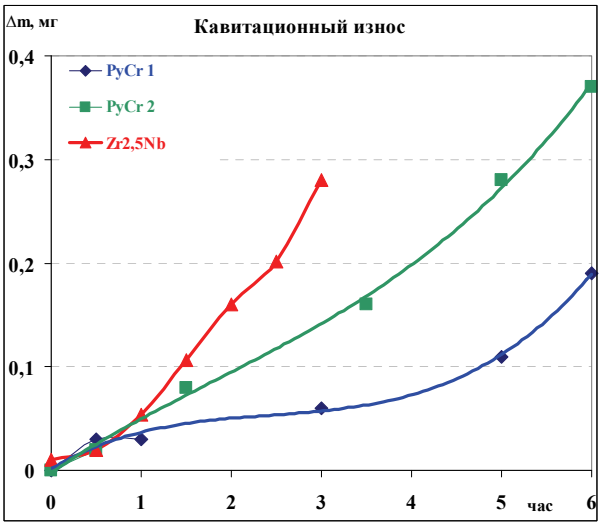


Рис. 8. Сравнительные характеристики кавитационных испытаний карбидохромового покрытия и сплава ZrNb(2.5 %)

Кавитационные испытания износостойкости карбидохромовых покрытий и сплава ZrNb(2.5 %) проводили на установке МВС-1, разработанной в ННЦ ХФТИ, при одинаковых параметрах испытаний. Контроль износа осуществляли гравиметрически с точностью до 0,015 мг. Данные испытаний сплава ZrNb(2.5 %) опубликованы в работе [10]. Результаты сравнительных кавитационных испытаний приведены на рис. 8.

Кавитационная стойкость материалов пиролитического карбидохромового покрытия (на графике обозначенны, как «PyCr 1» и «PyCr 2») отличались структурой (обусловлено параметрами процесса осаждения) превышает стойкость сплава ZrNb(2.5 %) более чем в 2 и 4 раза, соответственно. Что вполне соответствует данным по оценке относительной износостойкости карбидохромового покрытия и металлического Zr, приведенные ни гистограмме рис. 5. Металлографические исследования, проведенные нами ранее, свидетельствуют о высокой адгезионной прочности этих покрытий к подложкам из Zr.

Для исследования влияния температурного режима и технологической схемы осаждения на эксплуатационные свойства карбидохромовых покрытий их осаждение проводили на подложки из стали по схемам, приведенным на рис. 1 и рис. 2. Параметры процесса осаждения приведены в табл. 2 и 3. Для индентирования изготавливали поперечные шлифы покрытия с образцом. Для этого разрезали образец на две части и из одной изготавливали шлиф, а другую часть образца использовали для исследований на излом. Исследования изломов проводили с помощью растрового электронного микроскопа JSM-7001.

Таблица 2. Осаждение по схеме 1

№ обр.	Т ос. °С	Vхож, г/час	Voc., мкм/мин	t, мин	h, мкм	S/V	$H_{ср}$	Eср	(H/E)ср	(H^3/E^2), ср
458	500-530	4,7-5,2	1,0-1,4	22-23	20-30	1,87	21,3	309	0,069	0,102
459	550	4,7	0,6-1,1	22	12-24	1,87	20,7	308	0,066	0,916
460	500	6,8	2,5-3,5	20	50-70	1,87	16,5	274	0,06	0,06

Таблица 3. Осаждение по схеме 2

№ обр.	$T_{ос.}$, °С	Vхож, г/час	Voc., мкм/мин	t, мин	h, мкм	S/V	$H_{ср}$	$E_{ср}$	$(H/E)_{ср}$	$(H^3/E^2)_{ср}$
425	510-530	5,3	1,0-1,5	15	16-22	0,18-0,2	18	239	0,075	0,105
426	490-500	6,3	1,0-2,0	25	50	0,18-0,2	19,1	272	0,070	0,088
484	470-480	4,3	0,7-1,1	22	24	0,18-0,2	16,8	275,4	0,061	0,064
427	430-400	5,1	0,8-1,3	38	25-50	0,18-0,2	16,3	200	0,082	0,109
428	445-465	6,6	0,7	25	16-18	0,18-0,2	19	287	0,067	0,086
429	495-465	4,1	0,5-1,0	12	12	0,18-0,2	19,3	297	0,065	0,0824

Соотношение поверхности осаждения к объему зоны осаждения - **S/V** оказывает заметное влияние на процесс осаждения покрытия и особенно на его эффективность.

Регулирование сечения отверстий для откачки из объема реакционной зоны и изменение скорости подачи прекурсора в зону осаждения дает возможность управления скоростью роста покрытия, толщинами получаемых слоев и размерами их структурных элементов.

Гистограммы удобные для сравнительного анализа механических и эксплуатационных свойств покрытий представлены на рис. 9 и 10.

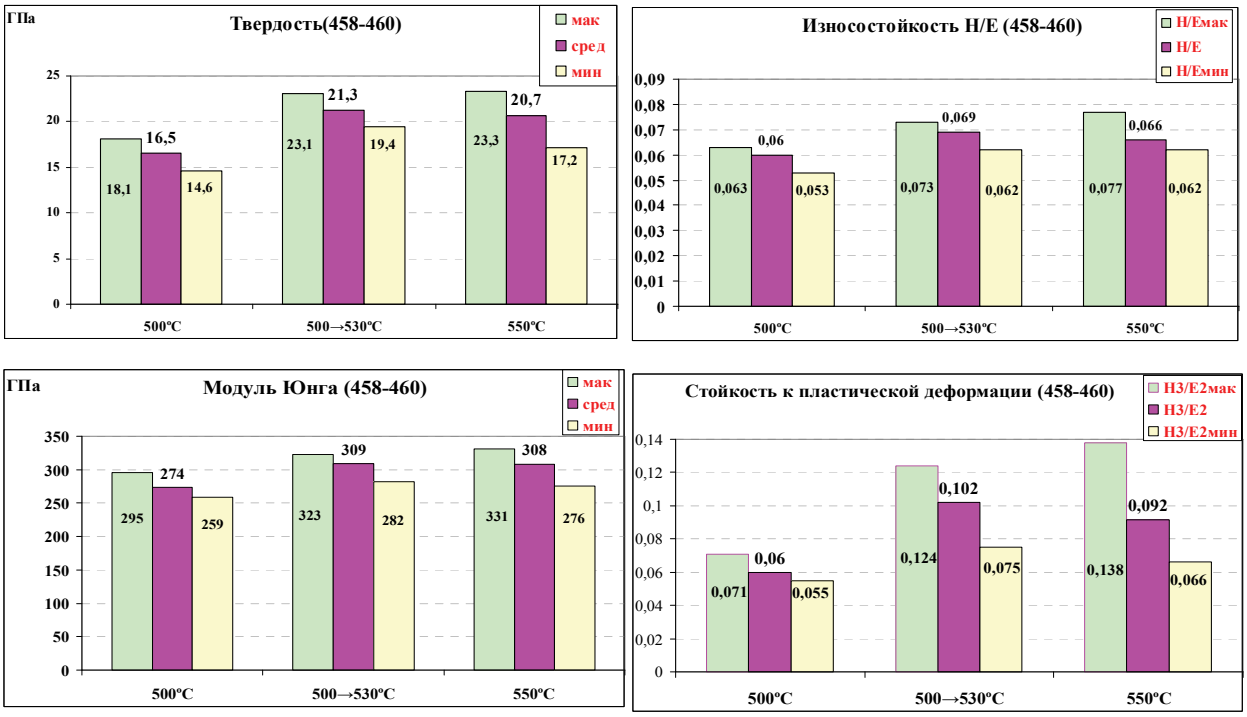


Рис. 9. Гистограммы механических и эксплуатационных свойств карбидохромовых покрытий полученные внутри кварцевого реактора

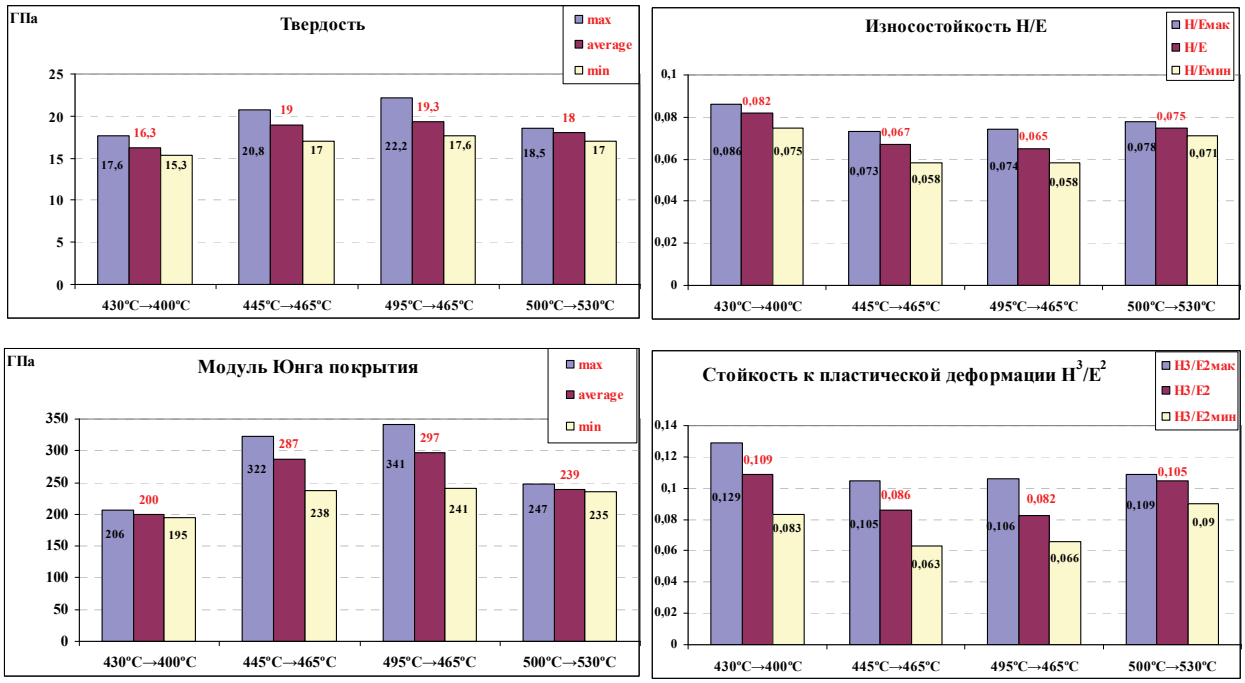


Рис. 10. Гистограммы механических и эксплуатационных свойств карбидохромовых покрытий полученные внутри стального реактора

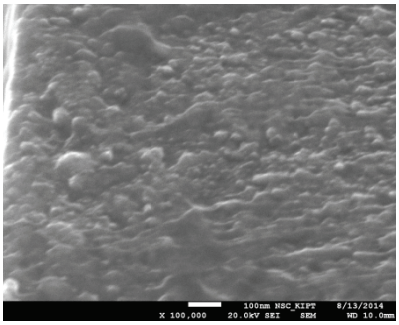
Разброс данных измерений твердости и модуля Юнга обусловлен слоистой структурой карбидохромового покрытия. Слева в каждой тройке столбиков приведено значение максимального, а справа – минимального значения величины по толщине покрытия.

Величины относительной износостойкости и стойкости к пластической деформации материалов оценивали по значениям данных измерений твердости и модуля Юнга.

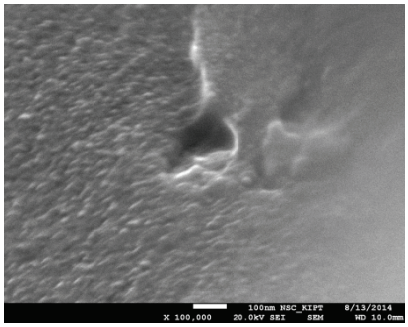
Как видно из рис. 9 при температуре осаждения в районе 500 ºС твердость и модуль Юнга покрытия имеют минимальные значения 16,5 ГПа и 274 ГПа, соответственно. При увеличении температуры осаждения с 500 до 530 ºС (неизотермический режим) твердость и модуль Юнга покрытия возрастает до 21,3 ГПа и 309 ГПа. При температуре процесса 550ºС эти величины начинают снижаться до 20,7 ГПа и 308 ГПа, соответственно. Следует заметить, что при еще большем росте температуры осаждения происходит изменение структуры осадка. Исчезает слоистость и начинается рост дендритов.

Эксплуатационные характеристики получаемых покрытий, а именно износостойкость и стойкость к пластической деформации оказались наилучшими для осаждения в диапазоне температур 500→530 ºС (неизотермический режим с повышением температуры).

Для процесса осаждения по схеме 2 (рис. 2) в диапазоне температур от 400 до 530ºС механические свойства карбидохромовых покрытий приведены на рис. 10. Из гистограмм видно что наивысшей твердостью и модулем Юнга обладают покрытия полученные в режиме осаждения 495→465ºС – 19,3 ГПа и 297 ГПа, соответственно. Самую низкую твердость и модуль Юнга имеют покрытия полученные в режиме осаждения 430→400ºС – 16,3 ГПа и 200 ГПа, соответственно. При оценке эксплуатационных свойств этих покрытий оказалось, что наилучшим сопротивлением к износу и стойкостью к пластической деформации обладают именно покрытия полученные в режиме осаждения 430→400ºС. Это связано с тем, что модуль Юнга **E** этих покрытий ниже более чем на 30 % , в то время как твердость **H** ниже всего на 15 % . И с физической точки зрения, это приводит к тому, что покрытие при трении упруго деформируется и меньше поддается износу при жестком контакте с другой поверхностью трения. Однако при оптимизации режима осаждения, с точки зрения эксплуатационных свойств, следует учитывать адгезионную прочность покрытия и подложки. Так известно, что наилучшая адгезия карбидохромового покрытия получаемого при осаждении из ХОЖ «Бархос» на подложки из стали достигается при температурах 475 ÷ 500 ºС, а при более низких температурах осаждения (400–425 ºС) заметно снижается [11].

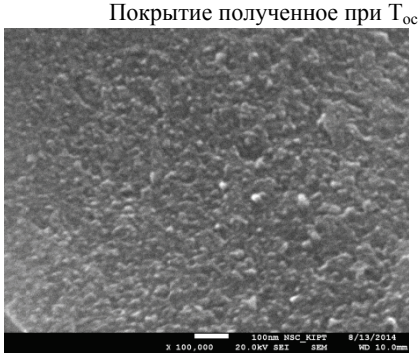


1

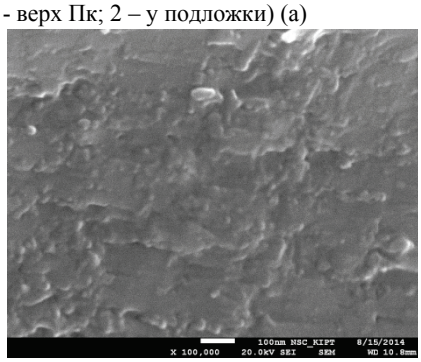


2

Покрытие полученное при $T_{ос}$ = 500 ºС (обр.№ 460; 1- верх Пк; 2 – у подложки) (а)

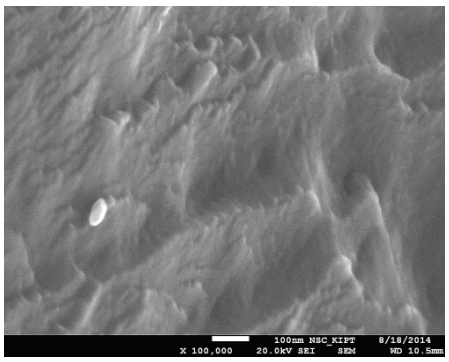


Покрытие полученное при $T_{ос}$ = 500-530 ºС (обр. № 458) (б)

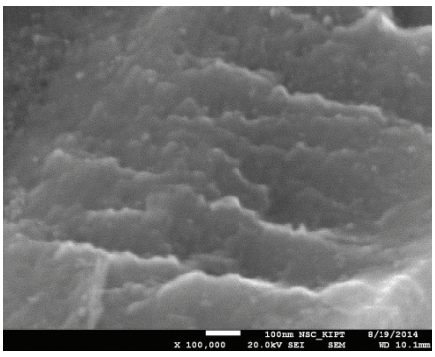


Покрытие полученное при $T_{ос}$ = 550 ºС (обр. № 459) (в)

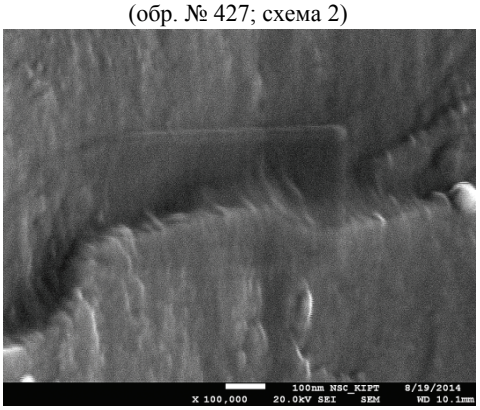
Рис. 11. Фотографии изломов карбидохромового покрытия полученные по схеме 1. JSM-7001, при увеличении 100.000



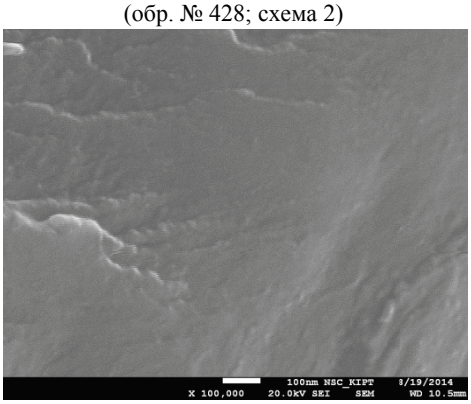
Покрытие полученное при $T_{ос}$ = 430–400 ºС
(обр. № 427; схема 2)



Покрытие полученное при $T_{ос}$ = 445–465 ºС
(обр. № 428; схема 2)



Покрытие полученное при $T_{ос}$ = 495–465 ºС
(обр. № 429; схема 2)



Покрытие полученное при $T_{ос}$ = 510–530 ºС
(обр. № 425; схема 2)

Рис. 12. Фотографии изломов карбидохромового покрытия полученные по схеме 2. JSM-7001, при увеличении 100.000

Исследования изломов покрытия при большом увеличении производили с помощью растрового электронного микроскопа JSM-7001. В качестве образцов использовали ответные части образцов, из которых приготавливали шлифы для исследования профиля нанотвердости получаемых покрытий по его

толщине. Исследовали покрытия, которые были получены по двум схемам осаждения покрытия, показанным на рис. 1 и рис. 2. Фотографии изломов покрытия показаны на рис. 11 и 12.

Как показали исследования, характер поверхности излома покрытия зависит не только от структуры материала покрытия, но и от направления приложенных для создания излома сил.

Т. е. в двух взаимно перпендикулярных плоскостях излома одного и того же участка покрытия поверхность излома может иметь различный вид, как это видно из рис. 13.

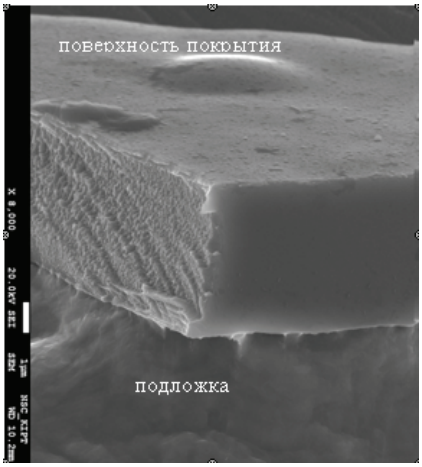


Рис. 13. Вид излома карбидохромового покрытия

На границе покрытия с подложкой образовывался переходной слой (рис. 14), структура которого отличалась от структуры основной части покрытия. Это связано как с составом газовой фазы над поверхностью роста, так и установлением температурного режима подложки на начальной стадии процесса осаждения, обусловленного сильной эндотермичностью пиролиза ХОЖ «Бархос». Толщина такого слоя могла достигать 3-4 мкм.

Для осаждения по схеме 1 характерен более рельефный вид излома (рис. 11 и рис. 12). На изломах этих покрытий более четко видны структурные элементы покрытия. Температура осаждения и свойства покрытий по двум схемам осаждения приведены в таблицах 2 и 3, соответственно. Как видно из табл. 2 и 3, заметного различия в размерах средних структурных элементов покрытий не наблюдается.

Таблица 2. Исследование структурных элементов покрытия полученных по схеме 1

№ обр.	Тос., °С	Lср., нм	L (мин-макс), нм	Твердость, ГПа	Модуль Юнга, ГПа	Толщина покрытия, мкм	Прим.
460-1	500	40	31-48	16,5 (14,6-18,1)	274 (259-295)	20	у поверхности роста
460-2	500	38	30-45	16,5 (14,6-18,1)	274 (259-295)	20	у подложки
458	500-530	30	20-40	21,3 (19,4-23,1)	309 (282-323)	25	средина слоя
459	550	27	20-30	20,7 (17,2-23,3)	308 (276-331)	16	средина слоя

Таблица 3. Исследование структурных элементов покрытия полученных по схеме 2.

№ обр.	Тос., °С	Lср., нм	L (мин-макс), нм	Твердость, ГПа	Модуль Юнга, ГПа	Толщина покрытия, мкм	Прим.
427	430-400	44	34-59	16,3(15,3-17,6)	200 (195-206)	25-50	средина слоя
428	445-465	43	39-53	19 (17-20,8)	287 (238-322)	16-18	средина слоя
429	495-465	38	28-56	19,3 (17,6-22,2)	297 (241-341)	12	средина слоя
425	510-530	40	34-45	18 (17-18,5)	239 (235-245)	16-22	средина слоя
*Lср., нм – средний размер структурных элементов покрытия; L (мин-макс), нм – минимальный и максимальный размеры структурных элементов; Твердость, ГПа – среднее значение (минимум-максимум).							

Поскольку покрытия полученные в процессе осаждения имеют горизонтально-слоистую структуру, малый разброс между максимальным и минимальным значением твердости может свидетельствовать о малой толщине слоев покрытия.

На рис. 14 показан сложный излом покрытия под разными углами к поверхности роста.

Рис. 14. Вид излома карбидохромового покрытия под разными углами к поверхности роста

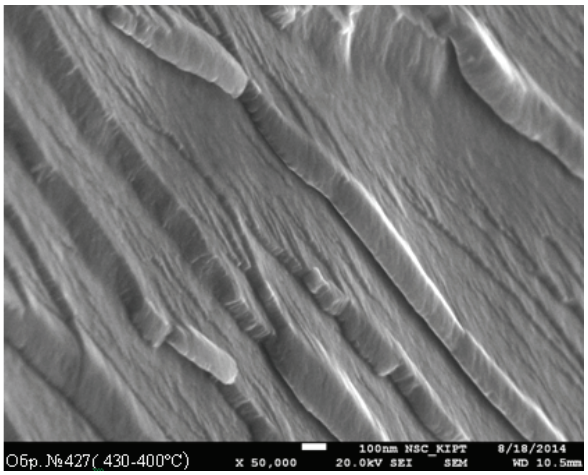


Рис. 15. Увеличенный фрагмент излома карбидохромового покрытия со ступенями излома

Как видно из рисунка при плоскости излома нормальной к поверхности роста покрытия слоистость покрытия не видна, но при изменении угла до ≈ 45º, отчетливо видны слои и подслои такого покрытия. Исследования излома при большем увеличении показали, что размеры слоев лежат в диапазоне от 140 до 170 нм, а подслоев – на уровне 20 – 40 нм. Фрагмент ступеней излома покрытия при большем увеличении показан на рис. 15.

Конечной целью данных исследований является получение карбидохромовых покрытий (материала) с наилучшими эксплуатационными (защитными) свойствами, в частности износостойкостью, стойкостью к пластической деформации и высокой коррозионной стойкостью к воздействию различных агрессивных сред.

Наивысшей относительной износостойкостью согласно данных исследований (рис. 9 и рис. 10) обладают покрытия, полученные в неизотермическом режиме при снижении температуры с 430 до 400 ºС (на графиках обозначены 430→400 ºС) и при увеличении температуры осаждения с 510→530 ºС по схеме осаждении 2, а также – при 500→530 и 550 ºС по схеме 1. Данные приведены в порядке убывания.

Как известно, увеличения износостойкости материала можно достичь увеличением его твердости, либо за счет снижения модуля Юнга этого материала. Данные экспериментов свидетельствуют о том, что причиной увеличения износостойкости образцов полученных при температуре осаждения 430→400 ºС

является именно значительное снижении модуля Юнга таких покрытий. Такое снижение модуля Юнга, по нашему мнению, могло произойти за счет снижения внутренних сжимающих напряжений в покрытии как из-за более низкой температуры осаждения, так и вследствие особенностей схемы 2. При реализации которой, по техническим причинам, подложка с осажденным на нее покрытием достаточно длительное время находилась при температурах близким к температурам осаждения.

Относительная износостойкость покрытий полученных при других температурных режимах осаждения несколько ниже, чем у наиболее стойких (указанных выше), но значительно превосходит износостойкость материалов стальных подложек (рис. 5).

Результаты оценки относительной стойкости к пластической деформации покрытий в зависимости от температурного режима осаждения полностью совпадают с ранжированием по износостойкости покрытий для различных температурных режимов осаждения.

Для исследования механических и эксплуатационных свойств карбидохромовых покрытий в зависимости от температуры осаждения и влияния материала подложки на эти свойства подачу реагента производили в узком диапазоне скоростей (4,1 ÷ 6,8 г/час), чтобы этот параметр процесса не оказывал заметного влияния на свойства получаемых покрытий.

Выводы

1. Карбидохромовые покрытия получаемые методами MOCVD по своим механическим и эксплуатационным свойствам существенно превосходят исследованные материалы подложек.
2. Кавитационная стойкость к износу карбидохромовых покрытий в 2 – 5 раз выше в сравнении со сплавом Zr2.5Nb и зависит от режима осаждения покрытия.
3. Стойкость к электрохимическому растворению карбидохромового покрытия заметно выше стойкости йодидного циркония.
4. Карбидохромовые покрытия, получаемые методами MOCVD могут быть использованы для защиты от коррозионного и эрозионного износа циркония и сплава Zr2.5Nb.
5. Карбидохромовые покрытия осаждаемые методом MOCVD на подложках из более пластичных материалов демонстрируют более высокую износостойкость, чем на более жестких подложках.

1. *V Всесоюз*. совещ. «Применение металлоорганических соединений для получения неорганических покрытий и материалов» (Горький, 1987) : Тез. докл. М.: Наука, 1987, 272 с.
2. *IV Всесоюзное* совещание Применение металлоорганических соединений для получения неорганических покрытий и материалов. Тез. Докл. Горький, 21 – 23 сентября 1983г. – М.; 1983 – 216 с.
3. *Применение* металлоорганических соединений для получения неорганических покрытий и материалов. Отв. редактор акад. Г.А. Разуваев. М.:Наука,1986, 256 с.
4. *Romero J., Lousa A., Martınez E., Esteve J*. Nanometric chromium/chromium carbide multilayers for tribological applications / Surface and Coatings Technology 163 –164 (2003) 392–397.
5. *Go´mez M.A., Romero J., Lousa A., Esteve J*. /Tribological performance of chromium/chromium carbide multilayers deposited by r.f. magnetron sputtering / Surface & Coatings Technology 200 (2005) 1819 – 1824.
6. *Александров Ю.А., Дягилева Л.М., Цыганова Е.И*. «Термическое разложение этилзамещенных бисареновых соединений» - ЖОХ, 1977, т. 47, вып. 7, с. 1554-1557.
7. *Дягилева Л.М., Пудеев Л.М*. «Кинетика термического распада бисареновых соединений хрома и ванадия» – ЖПХ, 1975, № 6, с.1367-1369.
8. *Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Горовой А.П. и др*. Адгезионная прочность и остаточные напряжения пиролитических хромовых покрытий на конструкционных сталях // IV Всесоюзное совещание Применение металлоорганических соединений для получения неорганических покрытий и материалов. Тез. Докл. Горький, 21 – 23 сентября 1983г. – М.; 1983 – с. 151-152.
9. *Ажажа Р.В., Ковтун К.В., Данько С.В. и др*. Влияние холодной пластической деформации на коррозионную стойкость сплавов циркония с оловом и алюминием / Вопросы атомной науки и техники, 2009, № 2, с. 108-113.
10. *Коваленко В.И., Маринин В.Г*. Прочность поверхностных слоев циркониевых сплавов и вакуумно-дуговых покрытий при микроударном воздействии // Вопросы атомной науки и техники, 2008, № 1, Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники (17), с.77 – 80.
11. *Ладо Л.Н., Гусев В.А., Крашенинников В.Н., Костенков В.А*. Исследование некоторых механических свойств пиролитических карбидохромовых покрытий // IV Всесоюзное совещание Применение металлоорганических соединений для получения неорганических покрытий и материалов. Тез. докл. Горький, 21 – 23 сентября 1983г. – М.; 1983 –с. 147-148.

ПРОЕКТ 4.8

Підвищення ресурсу роботи виробів із Zr-сплавів, в т.ч. оболонок ТВЕЛ, шляхом газодифузійної та іонно-плазмової обробки поверхні

УДК 621.793.669.296

ІОННО-ПЛАЗМОВА МОДИФІКАЦІЯ ПОВЕРХНІ ТВЕЛЬНИХ ТРУБОК З МЕТОЮ ПОЛІПШЕННЯ ЇХ МЕХАНІЧНИХ ТА КОРОЗІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ

В.А. БІЛОУС, О.С. КУПРІН, Г.М. НОСОВ, В.Д. ОВЧАРЕНКО, Р.Л. ВАСИЛЕНКО, П.І. СТОЇВ, Г.М. ТОЛМАЧЕВА, М.А. ТІХОНОВСЬКИЙ
(ННЦ «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України)

У роботі досліджено вплив іонно- плазмової модифікації поверхні трубок зі сплаву Zr1Nb на їх стійкість до окислення у повітрі при підвищених температурах. Використовуючи наноіндентування, деформацію на розтяг, ЕСМ, АСМ та методи дисперсійного аналізу вивчені механічні, структурні властивості та морфологія поверхні зразків після модифікації. Фрагменти трубок з різними обробкою та покриттями піддавалися окисленню у повітрі при температурах 500, 600, 800 ^{o}C протягом 25...110 годин. Показано, що попереднє окислення трубок у кисні в оптимальному режимі покращує механічні та захисні властивості оксидної плівки до температури ≤ 500 ^{o}C. Вище 500 ^{o}C захист від корозії у повітрі забезпечують лише вакуумно-дугові покриття, які також поліпшують механічні властивості трубок. Найкращими із досліджених покриттів визнані конденсати на основі хрому та його нітридів.

***Ключові слова**: окислення, покриття, цирконієві трубки, нанотвердість, оксид цирконію*

Тенденція розвитку атомної енергетики базується на створенні реакторів підвищеної потужності та в переході до більш тривалих кампаній зі збільшенням проценту вигорання палива, а також до режимів роботи реакторів з маневруванням потужності. При цьому суттєво зростуть навантаження на цирконієві сплави, які є основним конструкційним матеріалом активної зони атомних реакторів. Підвищення тиску й температури теплоносія, що супроводжує реалізацію реакторів більшої потужності, збільшить швидкість протікання корозійних процесів у цирконієвих компонентах реакторів на теплових нейтронах. Використання в процесі експлуатації режиму маневрування потужності, при якому будуть проявлятись знакозмінні механічні навантаження, також призведуть до додаткових напружень в оболонках ТВЕЛів. Рівень цих напруг буде залежати від теплових навантажень, швидкості зміни потужності, величини вигорання та ін. Отже наразі стає проблема підвищення працездатності цирконієвих елементів та підвищення ресурсу їх роботи.

Традиційний спосіб підвищення корозійної стійкості цирконієвих сплавів полягає в тому, що на виробах із цирконієвого сплаву формується оксидна плівка, яка відповідає стадії до перелому кінетики окиснення [1]. У період до перелому кінетики окиснення плівка добре зчеплена з металом, чорного кольору, блискуча, гладка. Їй притаманні високі захисні властивості. Така захисна плівка є достехіометричною. У роботах [2,3] вивчався стан формування оксидних плівок на попередньо іонно-легованих поверхнях цирконієвих зразків. Модифікації структури плівок ZrO_2, за рахунок легування поверхні цирконію, присвячені роботи [4-7], у яких досліджувалися способи збільшення тривалості стадії захисного окислення. На початку процесу окислення активована впровадженими атомами поверхня сприяє покращенню взаємодії кисню з атомами металів з утворенням сполук Me-O. Показано що в легованих плівках ZrO_2, формується градієнтний шар товщиною до100-150 нм, що складається із впроваджених атомів. Ці плівки мали кращу адгезію та були більш пластичними. Одночасне впровадження атомів Al-Fe, Al-Mo, Al-Sn іонним легуванням підвищує однорідність оксидних плівок і приповерхневих шарів цирконію, сприяє підвищенню його корозійної стійкості у пароводяному середовищі.

У патенті [8] пропонується формувати оксидну плівку у такий спосіб. Вироби з цирконієвого сплаву

© В.А. БІЛОУС, О.С. КУПРІН, Г.М. НОСОВ, В.Д. ОВЧАРЕНКО, Р.Л. ВАСИЛЕНКО, П.І. СТОЇВ, Г.М. ТОЛМАЧЕВА, М.А. ТІХОНОВСЬКИЙ, 2015

розміщуються у вакуумній камері, яка відкачується до тиску не вище 0,07 Па, нагрівається до температури 300 ÷ 500 °С і окислюється в розрідженому середовищі кисню деякий час і в ньому охолоджується. Отримана в такий спосіб плівка практично повністю зберігала свій первісний вигляд після випробування у пароводяному середовищі автоклаву при температурі 350 ^{o}C протягом 5000 годин. Потім окисна плівка може модифікуватися шляхом іонної імплантації газовими іонами чи іонами металів 5 або 6 груп так, щоб профіль залягання іонів не виходив за межі оксиду [9, 10].

Захист цирконієвих виробів від окислення при температурах вище за 500 °С, а також від впливу водню можна забезпечити нанесенням покриттів [6,11,12]. Покриття для захисту цирконію в активній зоні повинні відповідати цілому переліку вимог, серед яких найголовніші – висока корозійна стійкість у воді надкритичних параметрів, надійність у перешкоді проникненню водню та високі механічні властивості. Неметалічні покриття мають перевагу у захисті цирконієвих сплавів від водню перед металевими, якщо дотримані умови їх суцільності та достатньої товщини [13]. Не останню роль відіграє спосіб формування покриття. Вакуумно-дуговий метод не погіршує механічні властивості цирконієвих виробів, забезпечує високу адгезію покриття до підкладки завдяки очищенню та активації поверхні в процесі іонного бомбардування, дає можливість використовувати широкий спектр матеріалів і наносити багатошарові покриття з різних сполук [14].

В цій роботі досліджуються можливості захисту твельних трубок від окислення у повітрі за двома напрямками. Це – відпрацювання методу попереднього окислення цирконієвих матеріалів в розрідженому середовищі кисню при різних параметрах процесу (тиску та температури) з одержанням плівки ZrO_2, поверхня якої далі може модифікуватись імплантацією іонами газів та елементів п’ятої і шостої груп. По друге, це – нанесення захисних покриттів на поверхню цирконієвих виробів. Окислення відбувається при температурах 500, 600, 800 ^{o}C. У повітрі при підвищених температурах розрушення в цирконієвих елементах відбувається більш інтенсивно, ніж у потоці пару, завдяки присутності азоту, який прискорює деградацію захисних властивостей окисної плівки на цирконії [15].

Устаткування та методики дослідження. Попереднє окислення відбувалось у вакуумній камері,у якій розташовувалась піч з омічним підігрівом, де за екранами розміщувались фрагменти штатної трубки зі сплаву Zr1Nb діаметром 9,1мм завдовжки 10 мм та плоскі зразки з того ж сплаву. Потім камера відкачувалась до тиску 7×10^{-3} Па , піч нагрівалась до певної температури, напускався кисень до тиску та на час залежно від режиму, піч вимикалась і зразки охолоджувались у атмосфері кисню при тому ж тиску.

Для проведення іонного легування поверхні зразків з попереднім окисленням та вивчення впливу імплантації іонів цирконію на механічні й корозійні властивості сплаву Zr1Nb використовували установку типу «Булат-6», що була додатково оснащена термоемісійним джерелом газової плазми, електродуговим джерелом сепарованої металевої плазми та системою прискорення іонів. Імплантація в такій системі реалізовувалася при подачі на зразки високого негативного потенціалу і витягування іонів з металевої плазми електродугового випарника. Доза іонного опромінення при імплантації становила 10^{17} і 10^{18} іон/см^2, енергія 15 ÷ 60 кеВ. Тиск в вакуумній камері в процесі іонного опромінювання складав ~10^{-3} Па. Температура зразків при опроміненні іонами Zr^{+} не перевищувала 400 ^{o}C.

Покриття на основі цирконія ,хрома, титана та їх нітридів, а також алюмінія, сталі Х18Н10Т та ВЕС (TiZrNbAlYN) формували на зовнішній поверхні трубок та плоских зразках вакуумно-дуговим способом із зустрічних потоків металевої плазми в установці «Булат-6» [16]

Дані про механічні властивості поверхні отримували за допомогою методу наноіндентування на приладі Nanoindenter G200. Нанотвердість покриттів визначали методом GSM [17] до глибини занурення индентора 1000 нм . Також проводили розтяг зразків у вигляді кілець висотою 3 мм, вирізаних з твельних трубок, на універсальній випробувальній машині при кімнатній температурі. Механічні властивості та акустичну емісію регістрували одночасно, що дозволяло визначати початкову стадію деформації та амплітудне розподілення акустичних сигналів при цьому.

Дослідження зразків на стійкість до окислення у повітрі за підвищених температур проводилось у стандартній печі з омічним нагрівом. Фрагменти трубок розміщувались у касетах з алунду, кожна в своїй, та закладались у піч після досягнення в ній необхідної температури. Швидкість нагріву зразків ~ 20 °С/с, охолодження ~ 5 °С/с. Касети до того витримувались без зразків при температурі випробування до стабілізації їх початкової ваги. Вага зразків та алундових касет до і після витримки в печі за температури

випробувань зважувались на аналітичних вагах ВЛР-200. Треба зазначати, що у такій схемі випробування, трубки при кожному зважуванні крім впливу температури отримували термоудар. Зразки після окислення фотографувались. Дослідження також проводились на шліфах поперечних зрізів трубок, які вирізалися з середньої частини зразків, до і після окислення. При цьому на шліфі зовнішня сторона трубки була з покриттям, а внутрішня – без нього. Товщину покриттів та окисного шару, а також глибину проникнення кисню від зовнішнього та внутрішнього країв трубки, вимірювали за допомогою скануючої електронної мікроскопії та енергодисперсійного аналізу елементів на приладі JSM-7001F.

Результати. 1. Попереднє окислення зразків. Попереднє окислення цирконієвих трубок та зразків проводилось за рекомендаціями патенту РФ[8], але змінювались параметри процесу: тиск кисню, перепад температури, час витримки у визначеному режимі. У табл. 1 наведені режими окислення разом з механічними властивостями, отриманими за допомогою наноіндентора.

Таблиця 1

№	O_2, Па	Т, °С	Т, хв	Н, ГПа	Е, ГПа
1	0,026	300 400 500	60 40} 120 20	3	100
2	0,026	500	120	3,5	100
3	0,1	300 400 500	60 0} 120 20	3,5	100
4	0,1 + N_2^+	300 400 500	60 40} 120 20	7	120
5	2,6	500	150	11	140
6	2,6	550	150	12	150-
7, 8	$5 \cdot 10^4$	300 400 500	15 10} 30 5	6,5	110
9	10	550	180		
10	2,6	550	300		

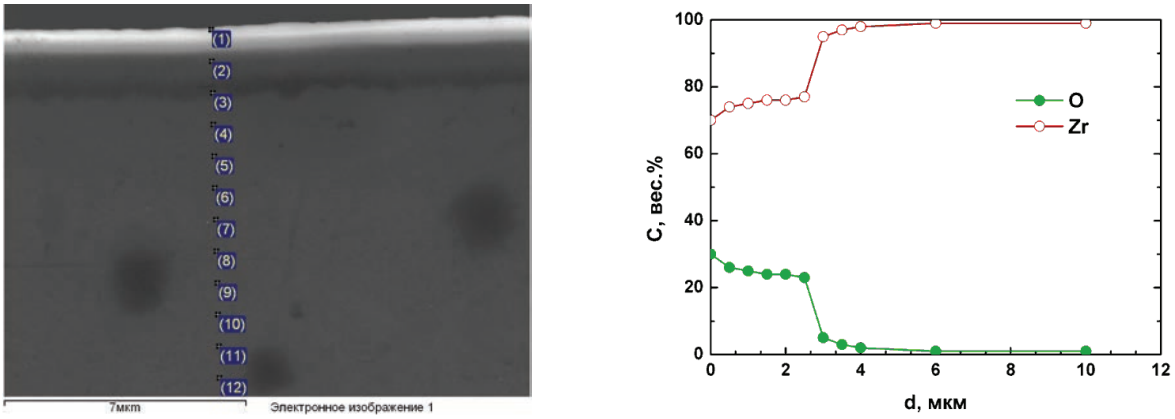
Як бачимо, окислення при тиску кисню менше ніж ~ 1 Па протягом двох годин не додає твердості, тільки з імплантацією N_2^+ вона зростає вдвічі. Інша справа, коли окислення відбувається при Р = 2,6 Па протягом 150 хвилин. Цей режим змінює механічні властивості поверхні трубок більш суттєво ніж запропонований патентом [8] (зразки 7 та 8). Всі зразки після окислення мають однорідну гладку чорну блискучу оксидну плівку, але зразки 5, 6, 9, 10 більш чорні.

На рис. 1, 2 наведені мікрофотографії шліфів окислених трубок і розподіл концентрацій кисню та цирконію в оксиді, отриманих за допомогою електронної мікроскопії та енергодисперсійного аналізу, для цих двох режимів.

З цих рисунків випливає, що окисна плівка на зразку № 6 більш щільна та товстіша ніж на - № 8. Товщина плівки у зразка № 6 досягає ~ 3 мкм, а № 8 – тільки ~ 1 мкм.

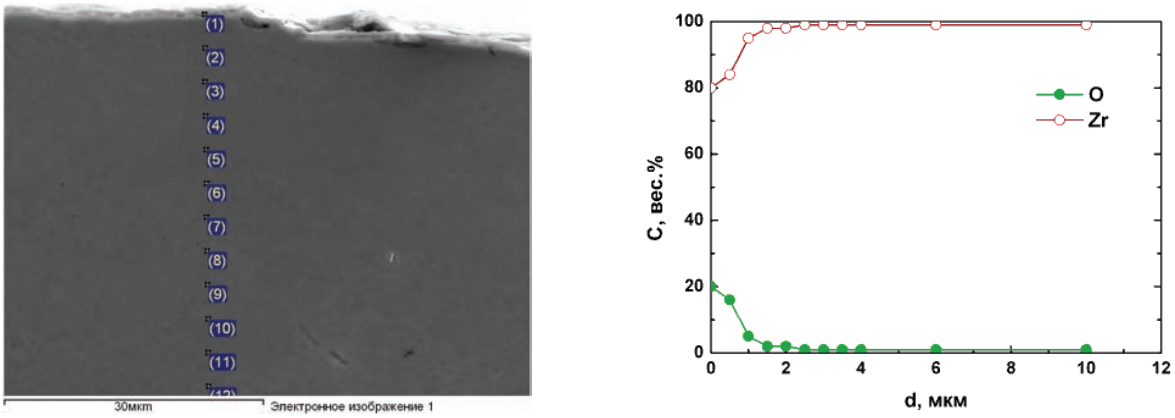
А на рис. 3 наведені криві твердості поверхні зразків у тих самих режимах в залежності від глибини проникнення індентора, отримані за допомогою метода CSM.

Бачимо, що нанотвердість та модуль Юнга вищі для зразків № 5, 6 які окислені при меншому тиску кисню ~ 2,6 Па, але більш тривалий час. Твердість окисної плівки, як видно з малюнку 6а, досягає 12 ГПа та зберігається до глибини більше 500 нм, тоді як на зразках № 7, 8 вона значно менша хоча вони окислені при тиску 5×10^4 Па.



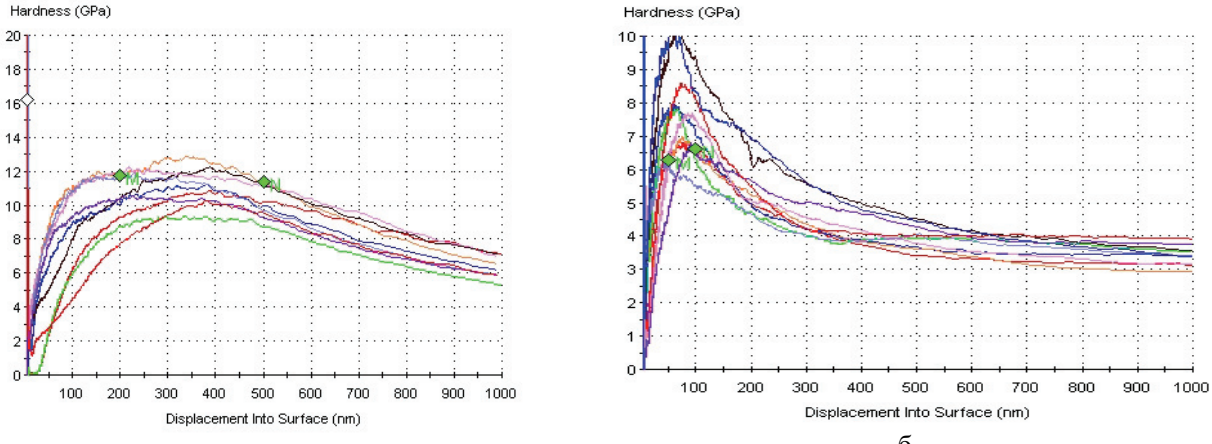
а б

Рис.1. Шліф (а) та розподіл цирконію та кисню (б) в окисній плівці зразків № 6



а б

Рис. 2. Шліф (а) та розподіл цирконію та кисню (б) в окисній плівці зразків № 8



а б

Рис. 3. Криві твердості поверхні зразків в залежності від глибини проникнення індентора: а - № 5, 6; б – № 7, 8

Ці дані дуже добре узгоджуються з результатами отриманими за допомогою скануючої електронної мікроскопії та енерго-дисперсійного аналізу. Отже вирішальну роль у формуванні окисної плівки відіграє час витримки при температурі 500 ÷ 550 °С у середовищі кисню, а не тиск кисню, який на 5 порядків вищий для зразків № 7, 8. Отриманні зразки будуть порівнюватися після високотемпературного нагріву у повітрі.

Далі попередньо окислені цирконієві зразки піддавалися імплантації іонами азоту та іонами 5 та 6 груп елементів (хром, молібден, ніобий) та ітрію з алюмінієм, таким чином, щоб профіль імплантованих іонів не перевищував товщину окисної плівки. Був проведений розрахунок профілю залягання іонів

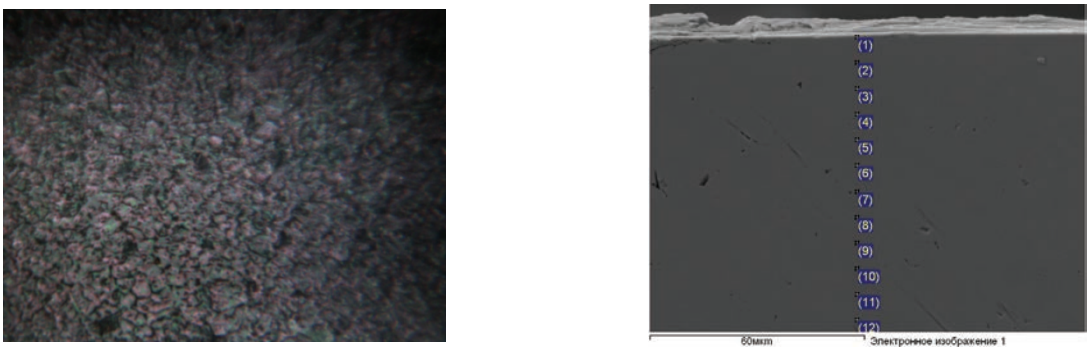
молібдену та хрому відповідної енергії в ZrO_2 з використанням комп'ютерної програми SRIM-2011 [18] За даними цих розрахунків профіль залягання іонів при відповідних енергіях знаходиться в межах до 0,1 мкм.

У табл. 2 наведені режими імплантації зразків з окисною плівкою та їх нанотвердість.

Таблиця 2

№	Вид іонів	Е, кеВ	Доза, $см^{-2}$	Тиск, Па	Н, ГПа
11	N_2^+	15	$1 \cdot 10^{18}$	0,013	8
12	N_2^+	15	$3 \cdot 10^{17}$	-»-	9
13	Mo	15÷60	$2 \cdot 10^{17}$	$1{,}310^{-3}$	10
14	Cr	15÷60	$2 \cdot 10^{17}$	-»-	9,5
15	Y+Al	15÷60	$1 \cdot 10^{18}$	-»-	11
16	Nb	15÷60	$5 \cdot 10^{17}$	-»-	11

На рисунку 4 наведена мікрофотографія поверхні зразку після імплантації іонами N_2^+ та його шліф.



а б

Рис. 4. Мікрофотографія поверхні зразку після імплантації N_2^+ (а) та його шліф (б)

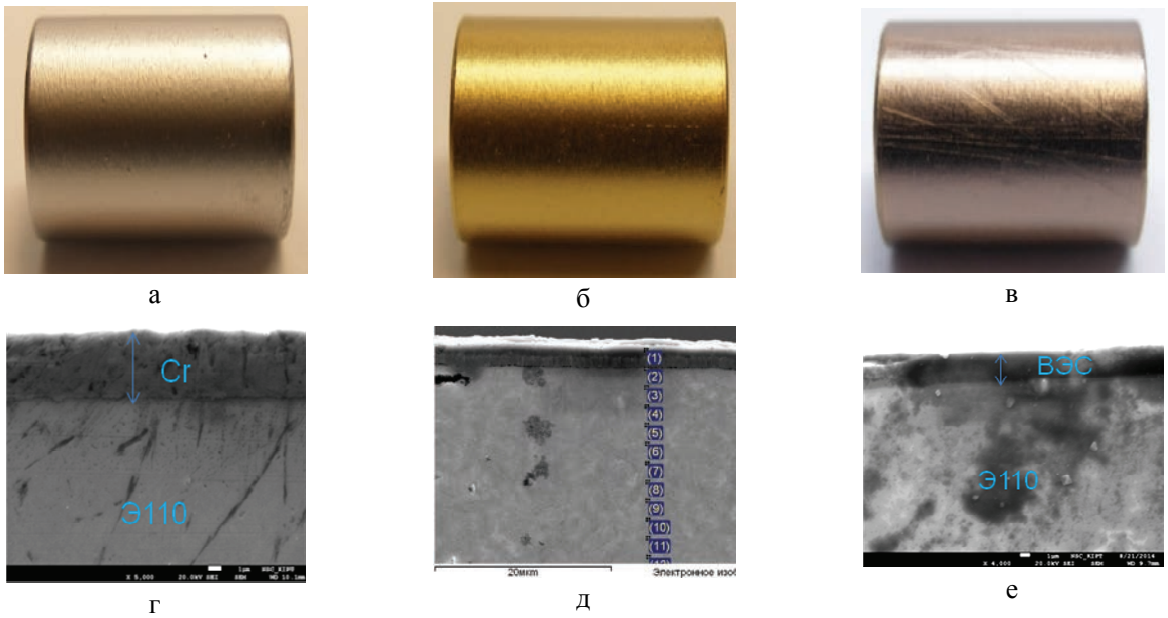
Як бачимо, проведена іонно-плазмова модифікація в широкому діапазоні видів та енергій іонів суттєво не поліпшила механічні властивості оксидної плівки на цирконієвих зразках. Причиною цього може бути не достатня енергія іонів. Зразки з модифікованою оксидною плівкою також будуть досліджені на стійкість до окислення в атмосфері повітря за високих температур.

2. Нанесення покриттів. Були сформовані та досліджені покриття різного складу, які, виходячи з світового досвіду, повинні задовольняти усім вище означеним вимогам. Насамперед, це – плівка ZrO_2 осаджена вакуумно-дуговим способом. Як показано у роботі [19], покриття ZrO_2 у два рази ліпше затримує водень, ніж плівка TiO_2. Були осаджені покриття ZrO_2 при різних температурах і тиску кисню у робочій камері а також з домішками ітрію. Всі зразки мають сіро-чорний колір із зеленуватим відтінком. Зі спектрів зворотного розсіяння гелію від конденсатів ZrO_2 встановлено, що товщина покриттів ZrO_2 сягає ~ 1,1 мкм; а співвідношення кисню до цирконію становить: 2,04 : 1.

На рис. 5 наведені фотографії трубок з різними покриттями та їх шліфи.

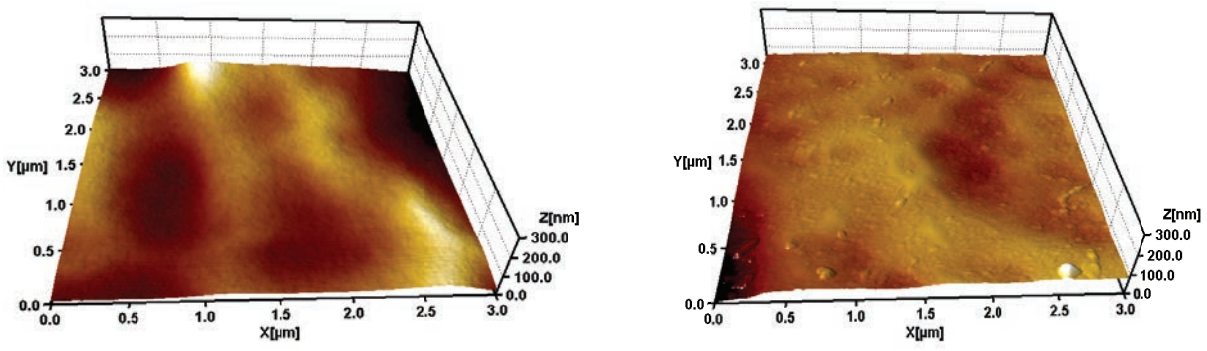
Отримані вакуумно-дугові покриття на зовнішній вигляд – щільні, тверді конденсати, колір яких залежить від їх складу. Відсутність дефектів та якість покриттів підтверджують електронно-мікроскопічні зображення їх шліфів. На межі розподілу між покриттям та цирконієвою трубкою відсутні тріщини, пори та інші дефекти, що підтверджує високу адгезію в системі покриття-підкладка. Це є результатом підготовки поверхні цирконієвих трубок перед осадженням покриттів насамперед іонно-плазмова модифікація поверхні зразка у високому вакуумі (0,02 Па). Методом атомно-силової мікроскопії визначена шорсткість поверхні отриманих покриттів різного складу.

Як випливає з рисунку 6 шорсткість конденсатів не перевищує первинну шорсткість трубок до осадження, а саме 0,3 мкм.



а б в г д е

Рис. 5. Фотографії трубок з покриттями: а – Cr; б – ZrN; в – TiZrNbAlYN; г, д, е - їх шліфи відповідно



а б

Рис. 6. АСМ зображення покриттів: а – ZrN; б – TiZrNbAlYN

В табл. 3 наведені механічні властивості досліджених покриттів, отриманні методом наноіндентування.

Таблиця 3

Склад покриттів	H, ГПа	E, ГПа	H^3/E^2, ГПа	Товщина, мкм
Cr	4	250	0,001	7
$CrAl_x$	4,5	200	0,0022	10
ZrN	30	400	0,17	10
ZrON	25	350	0,13	4
ZrO_2	12	240	0,03	3
CrN	25	370	0,11	12
$(Ti+TiN)_6$	26	320	0,17	7
$(Ti_{0.48}Zr_{0.18}Al_{0.17}Nb_{0.09}Y_{0.08})N$	33	350	0,29	3

Навіть металеві покриття,отримані вакуумно-дуговим способом, характеризуються підвищенням нанотвердості, що обумовлено їх мілко кристалічною побудовою та присутністю остаточної напруги. Вони також демонструють достатню пластичність. Що стосується нітридів, то ці покриття мають

достатньо високі значення твердості - Н та модуля Юнга - Е. Це швидше всього пов'язано з утворенням сполук з розмірами кристалітів нанорозмірного діапазону [20]. У роботі [21] було запропоновано використовувати в якості кількісної характеристики для оцінки опору пластичної деформації тонкоплівкових покриттів і для передбачення їх зносостійкості величину, яка визначається як міцність: H^3/E^2. Згідно з цим параметром, високе значення H^3/E^2 відповідає значному опору покриттів пластичній деформації і, ймовірно, високій зносостійкості та низькій крихкості [22].

На рис. 7 наведені діаграми деформацій разом із акусто–емісійним сигналом для деяких зразків. Як відомо [23], рівень акустоемісії під час деформації характеризує дуже важливі механічні властивості виробів із покриттями. Поява акустичного сигналу на різних етапах деформації може відповідати, як за появу тріщин в покритті, на межі розподілу покриття-підкладка та в самій підкладці, так і за початок зсуву дислокацій в основному матеріалі.

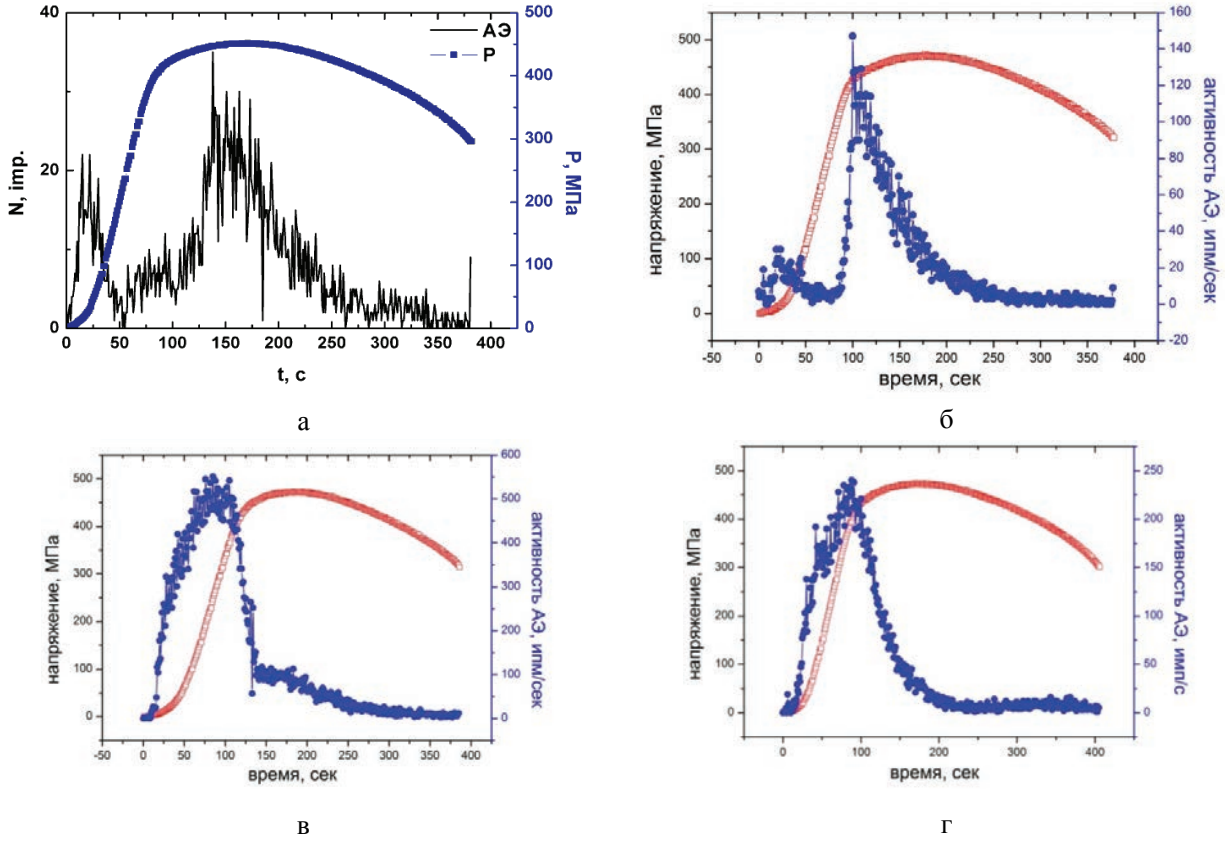


Рис. 7 Діаграми деформацій разом із акусто емісійним сигналом: а - ZrO_2; б – $Zr(ON)_x$, в - ZrN, г - $CrAl_x$

Бачимо, що для зразка з покриттям ZrO_2 (рис. 7, а), яке отримано термічним окисленням в розрідженому середовищі кисню в режимі 6, маємо малі по інтенсивності (десятки імпульсів) два піки. Перший пік з'являється на самому початку деформації, а другий пік вже за межею плинності, коли починає формуватися шийка при розриві трубки. Для покриття $Zr(ON)_x$ (рис. 7, б), яке має твердість в два рази більшу за попереднє, інтенсивність піків зростає. Перший малий пік пов'язаний з притиранням розривного устаткування до поверхні зразка, а другий пік знаходиться на початку пластичної деформації трубки з покриттям. На рис. 7, в ми бачимо, як деформується та „шумить» покриття ZrN з товщиною ~ 10 мкм, та великою твердістю та міцністю. Металеве покриття CrAlx наближається за характером акусто-емісії до другого зразка. В таблиці 4 наведені результати механічних випробовувань на розтяг кілець із цирконієвого сплаву Zr-1 % Nb з іонно-плазмовими покриттями на основі оксиду, нітриду та оксинітриду цирконію, які отримані з кривих деформації наведених на рис. 7, а-в.

З результатів наведених в табл.4 випливає, що при нанесенні покриттів цих складів, зростає не тільки межа міцності та плинності, а також пластичність зразків зі сплаву Zr-1 % Nb. Найбільш

пластичними є фрагменти трубок, на яких сформоване покриття з ZrO_2 в оптимальному режимі попереднього окислення.

Таблиця 4

Зразки	Межа міцності, МПа	Межа плинності, МПа	Подовження, мм
Поч.	437	367	1,75
ZrO_2	451	373	2,37
$Zr(ON)_x$	475	405	1,76
ZrN	474	406	1,82

У табл. 5 наведені механічні властивості зразків з іншими покриттями, які отримані при деформації на розтяг.

Таблиця 5

№	покриття//товщина//терм. обр.	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	Подовження, мм
1	Первісний стан	434,2	372,6	2,00
2	CrAl // 5,0 мкм	473,0	388,5	2,30
3	ZrN // 2,5 мкм	462,7	379,8	1,76
4	ZrN //2,5 мкм//вак. відпал 550°С, 1ч	417,5	339.5	2,05
5	ZrN //6,0 мкм	444,30	375,0	1,60
6	ZrN //6,0 мкм//вак. відпал 550°С, 1ч	430,3	354,3	1,82
7	ZrN //11,0 мкм	474,2	405,4	1,82
8	TiN //10,0 мкм	505,7	419,2	1,68
9	TiN //13,0 мкм	466,0	386,0	1,50
10	Х18Н10Т //10,0 мкм	496,4	409,2	1,90
11	Zr(ON) //4,0 мкм	474.8	405,0	1,80
12	CrAl/CrN //8,5 мкм	479,5	410,0	2,03
13	Cr/CrN //14,0 мкм	472,9	374,7	1,00
14	Cr/CrN //14 мкм//вак. відпал 550°С, 1ч	505,4	402,7	1,15
15	ZrCr/Cr/CrN //9,0 мкм	490,7	398,4	1,43

Порівняння механічних характеристик (див. табл. 5) дозволило встановити, що межа міцності збільшується від 15,5 до 16,5 % , а межа плинності від 8 до 12,5 % для зразків з покриттями із Х18Н10Т (№ 10), Cr/Cr-N (№ 14), Ti-N (№ 9). Збереження пластичності (або її невелике зростання) виявлені для покриттів CrAl (№ 2); CrAl/Cr-N (№ 12) и ZrN (№ 4).

Найкращі поєднання механічних властивостей із досліджених мають зразки з покриттями CrAl (№ 2); CrAl/Cr-N (№ 12) и Х18Н10Т (№ 10). Спектри акустичної емісії цих покриттів теж свідчать про їх переваги.

Окислення зразків у повітрі при підвищених температурах.

На рис. 8 представлені кінетичні криві зміни ваги цирконієвих зразків з різною обробкою поверхні від часу випробовувань. Перш за все бачимо, що всі криві досягають насичення, що підтверджує високу корозійну стійкість сплаву Zr-1 % Nb за цих умов. З цих кривих можна зробити висновок, що імплантація ніобію та попереднє окислення за російським патентом не призводить до поліпшення, а всі інші типи обробок дещо зменшують окислення.

Найкращий результат продемонстрували попередньо окислені зразки, на яких шар ZrO_2 формувався найбільш тривалий час при тиску кисню 2,6 Па . Зовнішній вигляд фрагмента твельної трубки після цього випробування приведений на рис. 9, а на рис. 10 наведені електронномікроскопічні зображення шліфів трубок.

На цих зображеннях добре видно товщину оксидного шару (~5 мкм), який стримує подальше окислення матеріалу трубки.

Підвищення температури до 600 °С при випробовуваннях протягом 100 годин змінює кінетику процесу окислення (рис. 11).

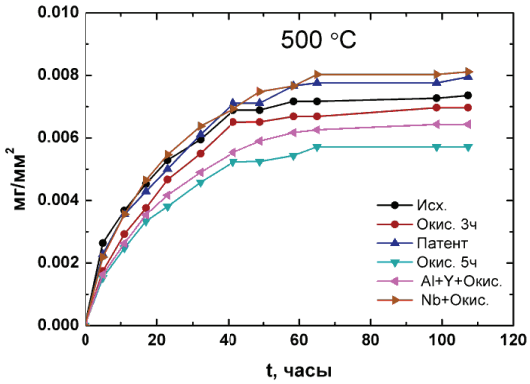


Рис. 8. Зміна ваги зразків від часу окислення у повітрі при T = 500 °C

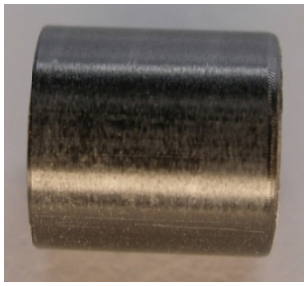
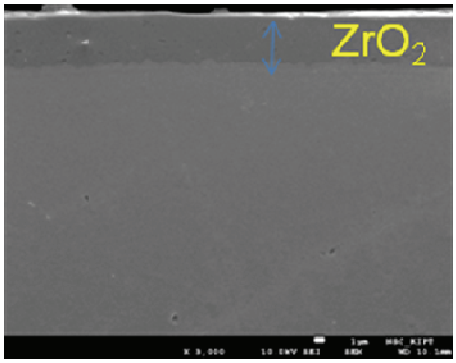


Рис. 9. Фотографія зразка фрагмента твела після 107 годин випробовувань за температури 500 °C

а



б

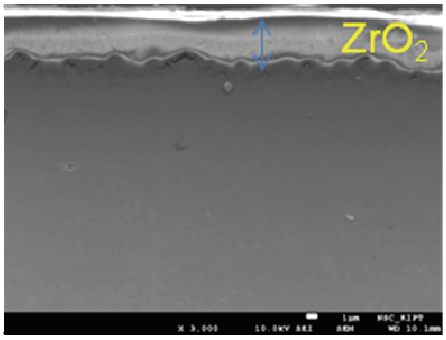


Рис. 10. Мікрофотографії шліфів зразків після 107 годин випробовувань за температури 500 °C: (а) – зразок з ZrO_2, (б) – після імплантації іонами Al^+ та Y^+

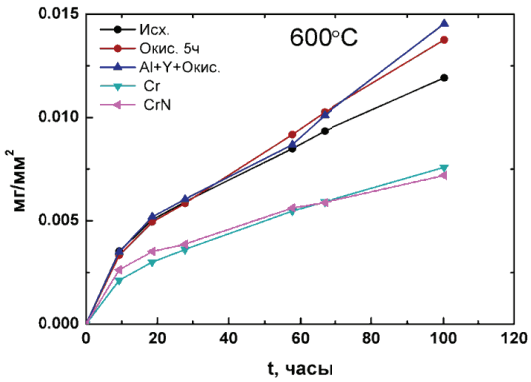


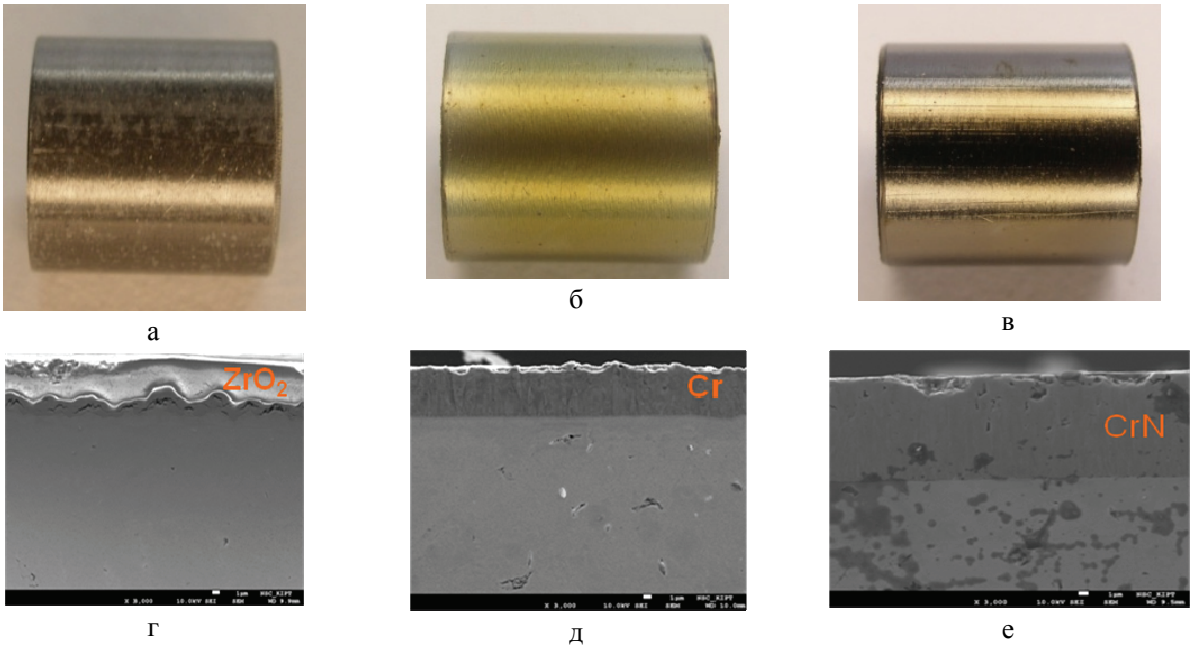
Рис. 11. Зміна ваги зразків від часу окислення у повітрі при T = 600 °C

За час випробувань не досягнуто насичення на кривих зміни ваги, при цьому на зразках з попереднім окисленням та імплантацією іонів алюмінію та ітрію швидкість окислення значно вища ніж зразків з покриттями. Зростання ваги на зразках з покриттями відбувається за рахунок окислення внутрішньої поверхні, яка не захищена покриттям. На рис. 12 наведені фотографії та шліфи трубок після випробувань при цій температурі.

На фрагменті пнеобробленої трубки (рис. 12, а) бачимо появу білого крихкого оксиду. На її шліфі (рис. 12, г) видно, що під окисною плівкою з'являються пори та тріщини внаслідок чого окисна плівка починає руйнуватись, тоді як на зразках з покриттям не відбувається ніяких змін (рис. 12, б, в, д, е). Лише тоненька біла смужка свідчить о формуванні оксиду хрому. Покриття CrN у два рази товще ніж Cr конденсат.

Ще більш наглядна перевага покриттів над зразками з модифікованою поверхнею при збільшенні температури випробування до 800 °C (рис. 13, 14). Найменше підвищення ваги демонструє трубка з

покриттям CrN товщиною 12 мкм. Приріст ваги відбувається переважно за рахунок окислення внутрішньої поверхні зразка.



а б в г д е

Рис. 12. Фотографії трубок та їх шліфи після 103 годин випробовувань за температури 600 °С: (а, г) – без покриття; (б, д) – Cr-покриття; (в, е) – CrN-покриття

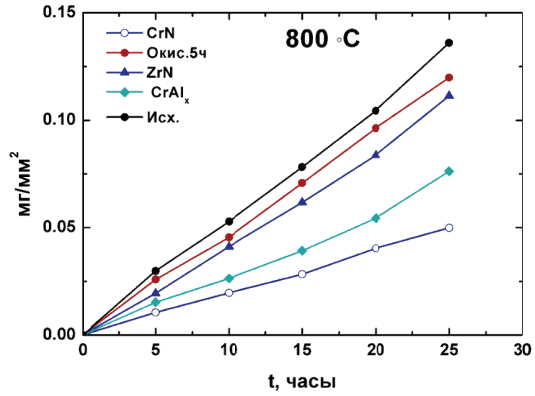


Рис. 13. Зміна ваги зразків від часу окислення у повітрі при T = 800 °C

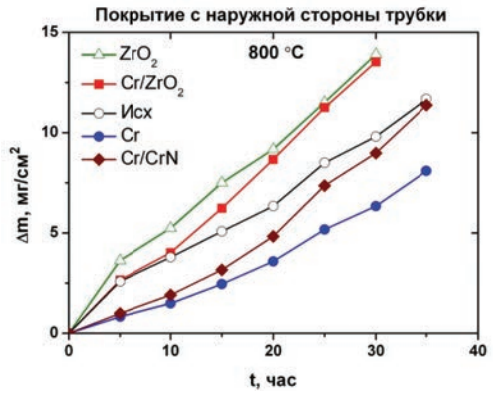


Рис. 14. Зміна ваги зразків від часу окислення у повітрі при T = 800°C

Зовнішній вигляд трубок без покриття, з покриттям CrN після 10 та 25 годин випробувань, а також їх шліфи зображено на рис. 15. Після 10 годин випробувань на трубках без покриттів формується змішаний сірий оксид з білими смугами (рис.15а), а вже після 25 годин на них формується повністю білий оксидний шар, який осипається (рис. 15, б). Електронна мікроскопія шліфа цієї трубки підтверджує втрату захисних властивостей оксидного шару (рис. 15, г), а саме можна бачити наскрізні тріщини в цьому шарі.

Покриття з нітриду хрому на трубках після 25 годин випробовувань змінює колір з сірого на синій, що свідчить про початок окислення нітридного шару (рис.15, в). Але покриття зберігає захисні властивості, не розтріскується та не відшаровується (рис. 15, д).

Із усіх досліджених покриттів найкращий комплекс властивостей мають покриття, у склад яких входить Cr. На рисунку 16 зображені кінетичні криві зміни ваги плоских зразків, отриманих з трубок зі сплаву Zr-1 % Nb, з Cr покриттям з усіх боків та без нього після окислення при температурі 800 °C. Приріст ваги у зразка з покриттям в три рази нижчий і відбувається, скоріш за все, внаслідок деформованої поверхні.

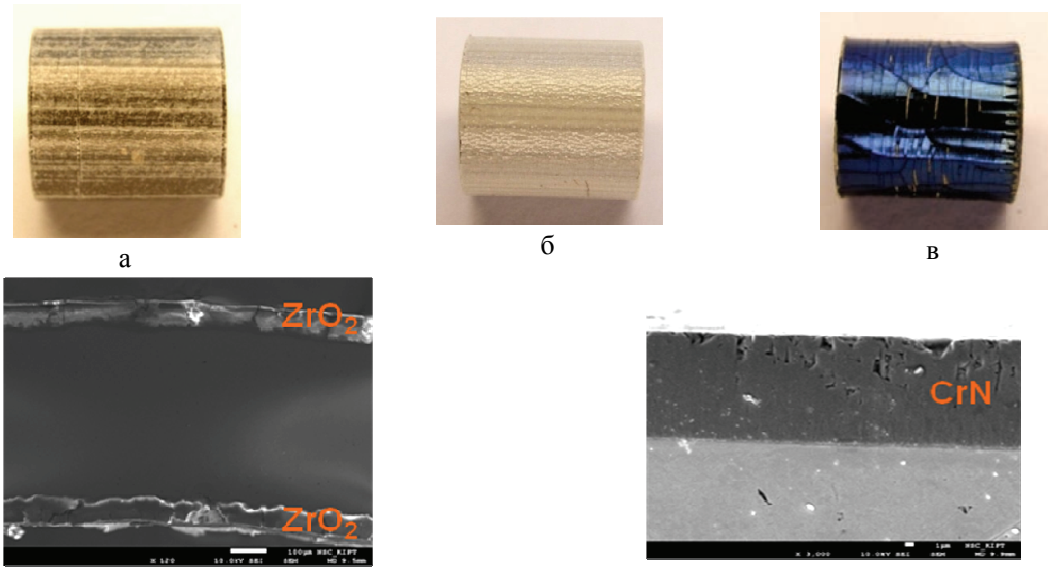


Рис. 15. Фотографії та шліфи трубок після окислення при T = 800 °C: (а, б, г) - без обробки; (в, д) – покриття CrN; (а) - 10 годин; (б, в, г, д) – 25 годин випробовувань

Висновок, що до властивостей покриттів на основі Cr підтверджують роботи інших авторів, які спрямовані на пошук оптимального складу захисних покриттів для цирконію та його сплавів за умов роботи при високих температурах та в агресивних середовищах [24, 25].

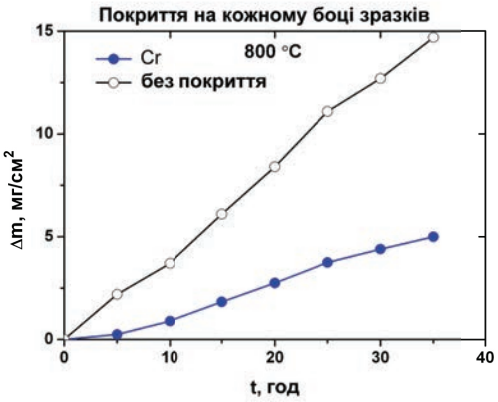


Рис. 16. Зміна ваги зразків від часу окислення у повітрі при T = 800 °C

Відповідно до плану робіт розроблена принципова схема устаткування для нанесення вакуумно-дуговим методом покриттів на довгомірні трубки з цирконієвих сплавів.

Висновки

1. Попереднє окислення цирконієвих сплавів в оптимальному режимі покращує механічні властивості трубок зі сплаву Zr-1 % Nb та поліпшує їх стійкість до окислення у повітрі при $T \leq 500$ °C. Товщина та якість попередньо сформованого оксиду більше залежить від часу окислення, ніж від тиску кисню в камері.

2. Імплантація окисних плівок на трубках газовими та металевими іонами у використаних режимах не підвищують суттєво їх стійкість до окислення у повітрі.

3 Покриття є єдиним ефективним захистом виробів з цирконієвих сплавів від окислення у повітрі при температурах T > 500 °C, покращуючи при цьому механічні властивості виробів.

4. Вакуумно-дугові покриття на основі хрому та його нітридів є найбільш ефективними для захисту від високотемпературної корозії у повітрі з усіх досліджених конденсатів.

1. *Karl-Heinz Neeb* The radiochemistry of nuclear power plants with light water reactors. — Berlin, New York: Walter de Gruyter, 1997. — 733 p. — ISBN 3-11-013242-7.

12. *Калин Б.А., Якушин В.Л., Волков Н.В*. Перспективы радиационно-пучковой обработки материалов атомной техники. Сб. докладов 6-ой российскойконференции по реакторному материаловедению, Димитровград, 2000, т.1, с.146-165.
13. *Greenberg S.J*. Zirconium Alloys for Use in Superheated Steam. Nucl. Materials, 1961, 4, № 3, p. 334.
14. *Калин Б.А., Волков Н.В., Осипов В.В., Олейников И.В., Наквасин С.Ю., Савченко И.В. и др*. Структура ZrO_2- плёнок, выращенных на ионно-легированной поверхности сплавов циркония. Конструкционные и композиционные наноматериалы, т, 7, 2008.
15. *Калин Б.А., Волков Н.В., Осипов В.В., Хренов В.Ю*. Модификация структуры плёнок ZrO2, при одновременном легировании циркония атомами Al, Fe, Mo, Sn. Доклады XX международной конференции по физике взаимодействия заряженных частиц с кристаллам. Москва, 31 мая-2 июня, 1999 г.
16. *Иванова С.В., Глагольский Э.М., Хазов И.А., Орлов В.К., Шлепов И.А., Никитин К.Н., Дубровский Ю.В., Денисов Е.А*. Модификация поверхности циркониевых компонентов ТВЗ реакторов на теплових нейтронах с целью повышения их эксплуатационных свойств.ФиХОМ, 2009, № 3, с. 5-17.
17. *Калин Б.А., Волков Н.В., Смирнов Е.А., Осипов В.В., Олейников И.В., Наквасин С.Ю., Тимошин С.Н*. Закономерности роста оксидной плёнки на ионно-легированной поверхности сплавов циркония Э110 и Э635. Сб. научных трудов «Научная Сессия МИФИ-2007», М.: МИФИ,2007. т,9, с. 46-47.
18. *Патент* РФ № 2120238.
19. *Патент* РФ № 2199607.
20. *Патент* РФ № 2298049.
21. *Kuprin A.S., Belous V.A., Voyevodin V.N., Bryk V.V., Vasilenko R.L., Ovcharenko V.D., Tolmachova G.N., V'ygov P.N*. High-temperature air oxidation of E110 and Zr-1Nb alloys claddings with coatings // PAST. 2014. № 1(89), p. 126-132.
22. *Kuprin A.S., Belous V.A., Voyevodin V.N., Bryk V.V., Vasilenko R.L., Ovcharenko V.D., Reshetnyak E.N., Tolmachova G.N., V'yugov P.N*. Vacuum-arc chromium-based coatings for the protection of zirconium and its alloys from high-temperature oxidation in air // Journal Of Nuclear Materials, 465, (2015) p.400-406.
23. *Толстолуцька Г.Д., Копанець І.Є., Ружицький В.В., Білоус В.А., Купрін О.С., Овчаренко В.Д., Василенко Р.Л., Леонов С.О*. Зниження насичення воднем цирконієвих сплавів при модифікації поверхні комплексною іонно-плазмовою обробкою ВАНТ. 2015, № 2(96), с.119–123.
24. *Belous V.A., V'ygov P.N., Kuprin A.S., Leonov S.A., Nosov G.I., Ovcharenko V.D., Ozhigov L.S., Rudenko A.G., Savchenko V.T., Tolmacheva G.N., Khoroshikh V.M*. Mechanicalcharacteristics of Zr1Nb alloy tube after deposition of ion-plasma coatings // VANT. 2013. N 2 (84), p. 140-143.
25. *Duriez C., Drouan D., Pouzadoux G*. Reaction in air and in nitrogen of pre-oxidised Zircaloy-4 and M5™ cladding // Journal of Nuclear Materials. 2013, v. 441, p. 84-95.
26. *Aksenov I.I., Khoroshikh V.M., Lomino N.S., Ovcharenko V.D., Zadneprovsky Y.A*. IEEE Trans. Plasma Sci. 27 (1999) 1026-1029.
27. *Oliver W.C., Pharr G.M*. Measurment of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology // J. Mater. Res.2004, v. 19. N1, p. 3-20.
28. *http*://srim.org/
29. *Чернов И.П., Березнеева Е.В., Пушилина Н.С., Кудияров В.Н., Коваль Н.Н., Крысина О.В., Шугуров В.В., Иванова С.В., Николаева А.Н*. Свойства ZrO_2 и TiO_2 покрытий, полученных методом плазменно-ассистированного дугового напыления на циркониевом сплаве Э110 // Журнал технической физики, 2015, том 85, вып. 2, с. 102-106.
30. *Veprek S., Maritza G. et al.* // Thin Solid Films, 476, No. 1: 1 (2005).
31. *Tsui T.Y., Pharr G.M., Oliver W.C. et al.* // Mater. Res. Soc. Symp. Proc., 383: 447 (1995).
32. *Yang S., Chang Y., Lin D., Wang D. and Wu W*. // Surf. Coat. Technol., 202: 2176 (2008).
33. *Yang L., Zhong Z.C., You J., Zhang Q.M., Zhou Y.C., Tang W.Z*. Acoustic emission evaluation of fracture characteristics in thermal barrier coatings under bending // Surface & Coatings Technology 232 (2013) p.710–718.
34. *Петельгузов И.А*. Влияние защитных покрытий из алюминия и хрома на окисление циркония и его сплавов // ВАНТ. 2012. № 2(78), с. 114-119.
35. *Idarraga-Trujillo I., Le Flem M., Brachet J.-C., Le Saux M., Hamon D., Muller S., Vandenberghe V., Tupin M., Papin E., Monsifrot E., Billard A., Schuster F*. Assessment at CEA of coated nuclear fuel cladding for LWRS with increased margins in loca and beyond loca conditions // (Conference Paper) LWR Fuel Performance Meeting, Top Fuel 2013 Volume 2, 2013, Pages 860-867.

ПРОЕКТ 4.9

Подовження ресурсу зварних з'єднань приварки патрубка до колектору парогенераторів ПГВ-1000М реакторів ВВЕР-1000 шляхом встановлення причин та механізмів утворення і розвитку експлуатаційних дефектів

УДК621.311.25;620.19

КОМПЛЕКСНИЙ ПІДХІД ДО ВИЗНАЧЕННЯ РЕСУРСУ ЗВАРНОГО З'ЄДНАННЯ ПРИВАРКИ ПАТРУБКА ДО КОЛЕКТОРУ ПАРОГЕНЕРАТОРА ПГВ-1000М РЕАКТОРА ВВЕР-1000

Л.С. ОЖИГОВ, А.С. МИТРОФАНОВ, Г.Д. ТОЛСТОЛУЦЬКА,
Є.О. КРАЙНЮК, С.В. ШРАМЧЕНКО, В.В. ПЕТУХОВ, І.М. ШАПОВАЛ
(Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут», Харків, Україна)

За літературними джерелами та отриманими нами результатами попередніх досліджень проаналізовані результати пошкоджень вузла приварки патрубка Ду1200 до колектора парогенератору ПГВ-1000М. Проведено аналіз структурних складових металу. Виявлено та ідентифіковано наявність мікротріщин, пор та неметалевих включень, визначено склад останніх. Досліджено змінення мікротвердості металу від кореня шва до зовнішньої його поверхні. Показано, що в зоні кореню шва кількість накопичуваного водню втричі більше ніж на інших ділянках металу зварного з'єднання. Методами коерцитиметрії та магнітної пам'яті проведено діагностичний контроль напружено-деформованого стану (НДС) металу зварного з'єднання № 111 приварювання патрубка Ду1200 до гарячого колектора парогенератору ПГВ-1000М енергоблоку № 3 ЮУАЕС. За допомогою методу кінцевих елементів отримані розподіли напружень та деформацій для кожного виду дефектної структури зони зварного шва та навколошовної області для пружних і пружно-пластичних моделей поведінки матеріалу. Проведений порівняльний аналіз напружено-деформованого стану для пружних і пружно-пластичних моделей зони ЗШ № 111.

Ключові слова: *парогенератор, зварне з'єднання № 111, експлуатаційні дефекти, мікроструктура металу, термодесорбція, водень, напружено-деформований стан, магнітні методи, метод кінцевих елементів*

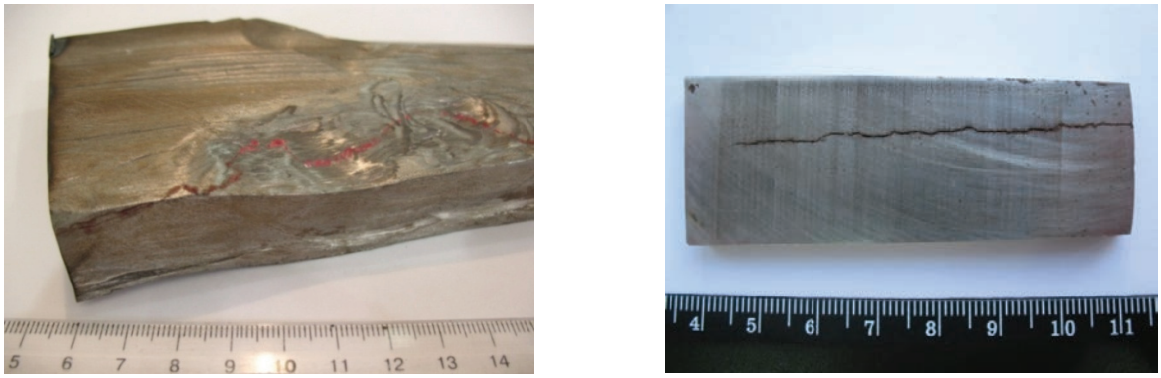
Стан питання щодо проблеми зварних з'єднань № 111 АЕС з ВВЕР-1000. Робота відноситься до проблем надійності та ресурсу зварного з'єднання № 111, як елементу конструкції основного устаткування атомних електростанцій України з реакторами типу ВВЕР-1000. Важливим елементом, як для першого так і другого контуру реакторної установки, є парогенератор (ПГ). Однією з особливостей ПГ АЕС є високі вимоги до герметичності, тобто збереження цілісності устаткування, виключення втрати теплоносія через протічки та потрапляння його за межі контуру. Випадки за наявності виявлених пошкоджень й протічок призводили до позапланової зупинки енергоблоку.

Під час експлуатації енергоблоків АЕС з ВВЕР-1000 мають місце численні пошкодження вузла приварки колектора парогенератора до патрубку Ду1200 корпусу ПГ – зварне з'єднання № 111. Подібні пошкодження проявляються у вигляді різних несуцільностей, частіше мікро- або макротріщин. На протязі останніх 17 років (з 1998 р. по 2015 р.), було проведено двадцять три випадки ремонту зварного з'єднання № 111. За результатами досліджень було висунуто декілька пропозицій щодо вірогідних причин виникнення дефектів: недоліки конструкції, порушення технології при виготовленні, вірогідні перенавантаження при зупинці та пуску реактору, спільна взаємодія корозійно-активної середи другого контуру й циклічних навантажень.

Вивчення відповідної літератури показує, що причини пошкоджень зварного з'єднання № 111 на енергоблоках АЕС до останнього часу остаточно так і не були визначені.

Експлуатаційні несуцільності зварних з'єднань № 111 та оцінка існуючих методів контролю. Під час планово-попереджувальних ремонтів енергоблоків вже виниклі дефекти (рис. 1) з певною точністю фіксуються за допомогою застосовуваних методів неруйнівного контролю: ультразвуковий та капілярний.

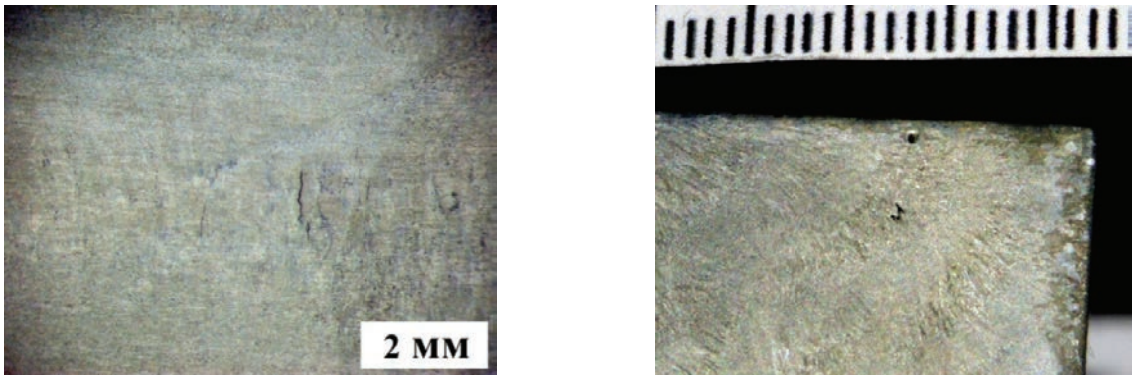
© Л.С. ОЖИГОВ, А.С. МИТРОФАНОВ, Г.Д. ТОЛСТОЛУЦЬКА, Є.О. КРАЙНЮК, С.В. ШРАМЧЕНКО, В.В. ПЕТУХОВ, І.М. ШАПОВАЛ, 2015



а б

Рис. 1. Тріщини в зварному з'єднанні: а – тріщина з внутрішньої сторони зварного шву (капілярний контоль); б – фрагмент темплету з тріщиною

В окремих випадках дефекти у вигляді тріщин можуть розповсюджуватися через усю товщину стінки патрубка й виходити на поверхню (товщина стінки ~70 мм). Але найчастіше дефекти виявляються в глибині металу, на внутрішній стороні конструкції, що межує з теплоносієм. У деяких випадках результати контролю показують, що тріщини, виявлені при проведенні неруйнівного контролю, розташовані в товщі металу і не мають виходу на поверхню. В цілому такі дефекти уявляють собою пори діаметром близько 1 мм та мікро- або макротріщини (рис. 2).



а б

Рис. 2. Виявлені несуцільності: а – мікротріщини, які не мають виходу на поверхню металу зварного шву; б – пори в металі зварного шву

При контролі зварного з'єднання № 111 застосовуються такі методи неруйнівного контролю, як ультразвуковий контроль (УЗК) та кольорова дефектоскопія. На даний час застосовуються два способи УЗК: поверхневий та об'ємний. Товщина металу конструкції, до якої може бути застосований об'ємний УЗК, може сягати близько 10 см. При використанні цього методу для виявлення несуцільностей та фіксації їх координат використовуються різни режими роботи УЗК дефектоскопів. Як показує практика не завжди методом УЗК вдається виявити несуцільності, тому що чутливість УЗК в багатьом залежить від конфігурації контролюючого обладнання та устаткування, чистоти обробки поверхні, структури металу та розташування несуцільностей в металі відносно акустичної хвилі.

Найбільш простим методом визначення пошкоджень металу на зовнішній поверхні є капілярна дефектоскопія. Але великий недолік цього методу полягає в тому, що він дозволяє виявити вже існуючі дефекти і тільки на поверхні конструкції. Крім того, проведення контролю вимагає попередньої ретельної підготовки, обробки поверхні металу.

Ці методи спрямовані на пошук і виявлення вже виниклого дефекту і не дозволяють вирішити таку складну задачу як визначення зон концентрації напружень (ЗКН), обумовлених дією робочих експлуатаційних навантажень, і відстеження динаміки розвитку ЗКН.

На цей час у світі пропонується до розробки новий підхід, який переносить центр зусиль в оцінці деградації матеріалу зі старого методу реагування на подію, що відбулася (reactivemode) на прогностичні

дії (proactivemode). Одними з таких прогностичних методів контролю є магнітні методи: метод коерцитиметрії й метод магнітної пам'яті металу [1]. Ці методи дозволяють виявити потенційно небезпечні зони – зони концентрації напружень ще до утворення і розвитку дефектів. Існуюча методика діагностичного контролю напруженого стану металу корпусу реактора, обладнання та трубопроводів АЕС методом магнітної пам'яті металу є порівняно новою, але вона знайшла своє застосування в процесі неруйнівного контролю обладнання АЕС [2].

Аналіз літературних джерел [3-12] щодо причини пошкодження ЗШ № 111 показує, що за час існування цієї проблеми накопичено досить багатий досвід з різних методик досліджень – точне визначення характеристик міцності й пластичності металу, встановлення причин появи осередків початку руйнування металу, визначення механізмів зародження та розповсюдження тріщин, визначення впливу робочих чинників на виникнення, накопичення та розвиток дефектоутворень.

В підсумок зазначеного вище можна сказати наступне. Для більш детального вивчення й встановлення причин розвитку дефектоутворень в металі зварного з'єднання приварки патрубку Ду1200 до колектору парогенератора ПГВ-1000М треба провести комплексні дослідження з залученням методик, що використовуються у матеріалознавчих лабораторіях. Так металографічні методики дозволять визначити мікро та макроструктурні особливості металу. Методики растрової електронної мікроскопії допоможуть у виявленні та дослідженні різноманітних несуцільностей та їх поверхонь, включень та встановлені їх елементного складу.

Як відомо [13, 14], появі і розвитку несуцільностей (пор, тріщин) і, відповідно, зниженню механічних властивостей металу та його руйнуванню може сприяти завищена кількість водню. Треба відзначити той факт, що у роботі [15] відмічається присутність водню у завищеній кількості навколо виявлених тріщин в зварному з'єднанні. Тому цілком логічним буде залучити до методів досліджень методику термоактивованої десорбції [16]. Залучення методик механічних випробувань допоможе дати відповідь на відповідність механічних властивостей металу до вимог нормативних документів. Застосування неруйнівних магнітних методів контролю металу дає можливість визначати напружено-деформований стан та його зміну в металі конструкцій та трубопроводів за час їх експлуатації.

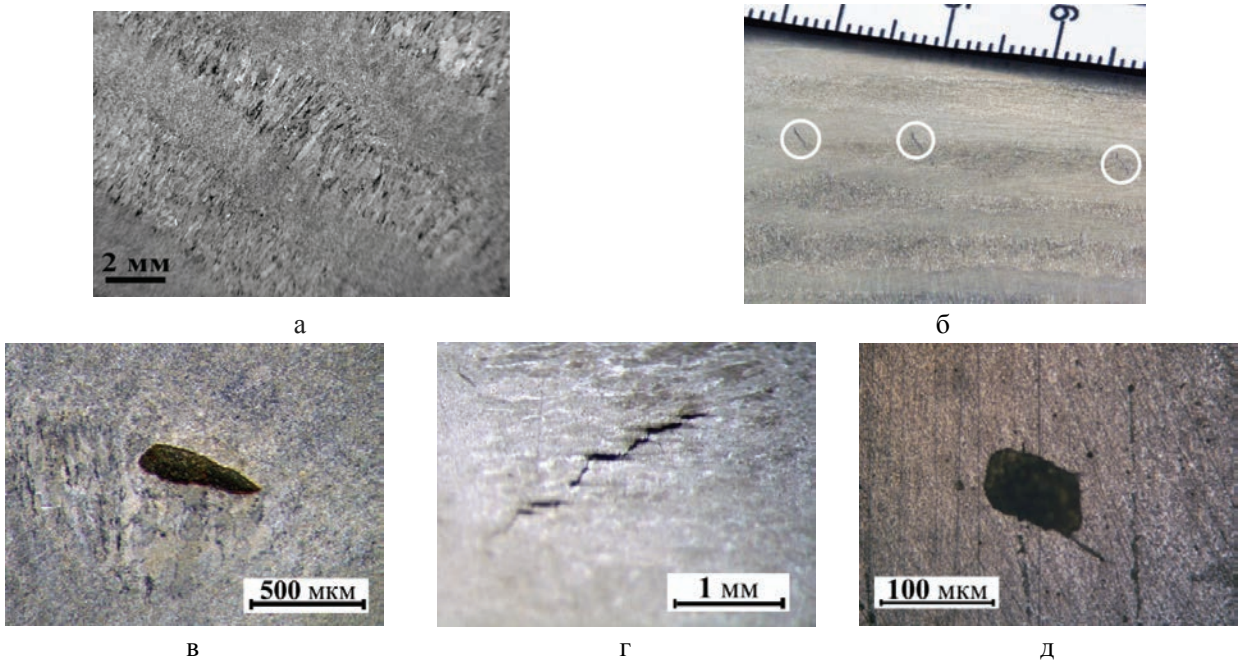
Металографія та електронна мікроскопія. У 2012 р. на енергоблоці № 3 ЮУАЕС при проведенні неруйнівного контролю вузла приварки патрубка Ду 1200 до «гарячого» колектору парогенератора ПГВ-1000М (зварене з'єднання № 111-1) було виявлено ділянки металу з позаштатними несуцільностями, що викликало труднощі у прийнятті рішень, пов'язаних з ремонтом і подальшою експлуатацією обладнання. Вирізані при ремонті темплети було передано в ННЦ ХФТІ.

Дослідження за допомогою металографічних методик показали, що метал зварного з'єднання має шарувату структуру (рис.3а), притаманну для багатопрохідного ручного зварювання металу. На поверхні зразка зварні валики розташовані паралельними рядами, утворюючи смугасту структуру з дрібнокристалічними та стовпчастими шарами. Шари, які чергуються, завширшки приблизно 4 мм кожний. Визначення наявності перліту за шкалою еталону № 7 (ГОСТ 8233-82) показало, що в дрібнокристалічних шарах спостерігається ферито-перлітна структура з присутністю перліту приблизно 65 % , в стовбчастій структурі – 72 % . Крім того, було виявлено, що в металі зварного шва присутні різного роду дефекти, такі як пори, мікротріщини та неметалеві включення (рис. 3, б, в, г, д).

Також було проведено визначення мікротвердості по висоті зварного шва (від кореня до зовнішньої поверхні). Характер зміни мікротвердості вимірювали у відповідності до ГОСТ 9450-76 при навантаженні індентора 20 г. Отримані значення мікротвердості (рис. 4) змінюються стрибкоподібно, набуваючи періодичності, що пояснюється чергуванням дрібнозернистої та стовбчастої структур й вмісту в них феритної та перлітної складових.

Мікротвердість металу зварного з'єднання коливається від 130 до 200 кгс/мм^2, що відповідає мікротвердості ферито-перлітної сталі при різній кількості в ній вуглецю.

Крім виявлених тріщин та пор при пошаровому шліфуванні металу темплета були виявлені ділянки зі скупченням включень. При подальшому досліджені включення з скупчень були ідентифіковані як карбід кремнію – SiC [17]. Розмір включень коливається від 10 до 80 мкм. На рис. 5 можна бачити приклад таких неметалевих включень.



а б в г д

Рис. 3. Структура металу зварного шва та виявлені дефекти: а – шарувата структура металу шва; б – макроструктура з тріщинами (виділені колами); в – пора; г – тріщина; д – неметалеве включення

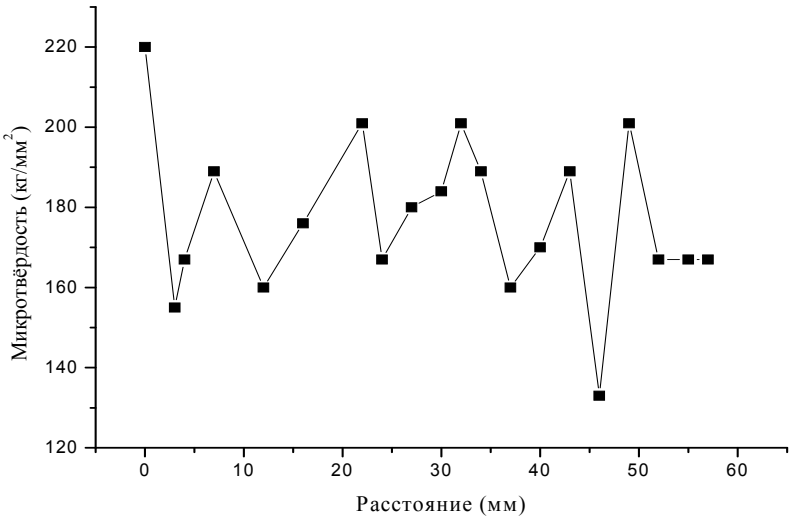
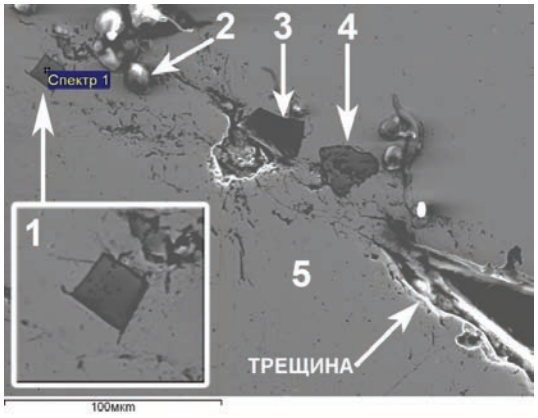


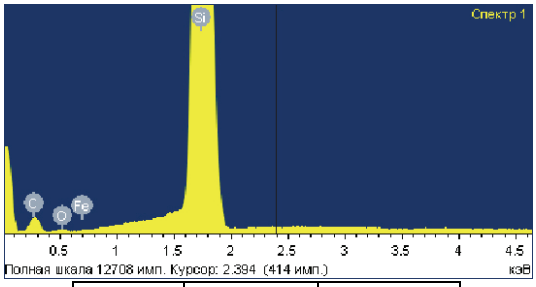
Рис. 4. Розподіл мікротвердості по висоті зварного шву

Включення, виявлені поблизу кореня зварного шва, розташовуються навколо тріщин або в їх руслі. В цілому, в металі шва кількість та розмір неметалевих включень не перевищує встановлені нормативами [18]. Але треба відмітити саму наявність скупченість неметалевих включень у вигляді SiC поблизу кореня шва. Крім того було виявлено: поодинокі тріщини довжиною до 3 мм (рис. 3, б) й зони з наявністю скупчення пор (рис. 6), діаметр яких не перевищує 0,6 мм.

Пори, як і неметалеві включення й тріщини, розташовані поблизу кореня зварного шва. Треба відмітити, що локальне підвищення кількості цих дефектів може бути пов’язане з відхиленням від нормальних умов технологічного процесу (при обривах дуги, при місцевих забрудненнях, при довгій дузі і т.ін.). Ці відхилення можуть бути причинами вивільнення водню та інших газів, які в подальшому при охолоджуванні зварювальної ванни локально накопичуються і утворюють макроскопічні порожнини – пори. У випадку для великогабаритних конструкцій наявність подібних пор у металі є припустимою в кількості обмеженій нормами. Згідно методики ультразвукових досліджень металу зварного з’єднання, подібні несуцільності не підпадають під критичні [18].



а



Елемент	Ваговий %	Атомний %
C	22.85	40.87
O	1.17	1.57
Si	74.54	57.01
Fe	1.44	0.55
Итого	100.00	100.00

б

Рис. 5. Включення та несуцільності в зварному шву: а) 1 – включення SiC; 2 – пора; 3 – включення SiC; 4 – включення оксиду заліза; 5 – основний метал; б) спектр та хімічний склад від включення (рис. 5, а)

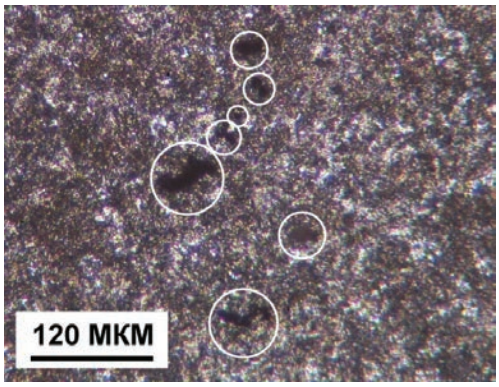
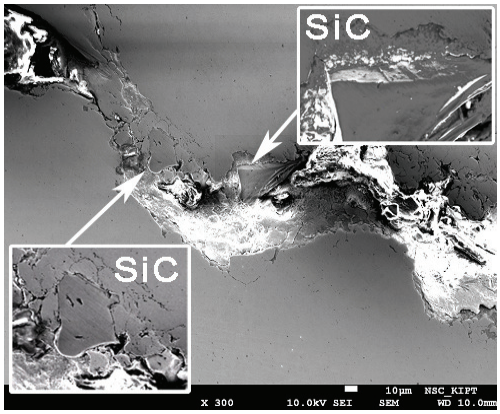


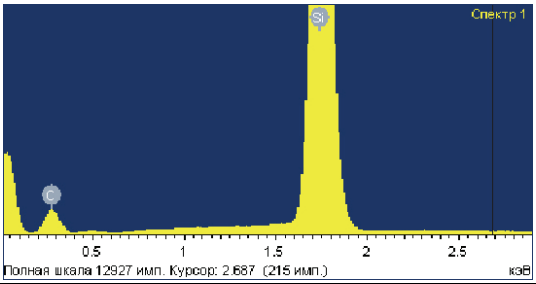
Рис. 6. Вигляд пор (виділені колами) на металографічному шліфі

Але характер і місце розташування виявлених у процесі досліджень тріщин можна віднести до дефектів, що з'явилися в результаті тривалого впливу експлуатаційних факторів. Важливим моментом у дослідженнях причин і механізму розвитку дефектів (в нашому випадку – тріщини) є виявлені частинки карбіду кремнію, розташування яких спостерігається поблизу вершин або в руслі тріщин (рис. 5). Неметалеві включення, такі як оксиди, силікати та інші допускаються нормативною документацією в певних кількостях і розмірах при зварюванні великогабаритних виробів. Однак, наявність в металі виявлених частинок карбіду кремнію не передбачено нормативними документами. Присутність подібних неметалевих часток в металі можна пояснити особливостями технологічного процесу зварювання колектора з патрубком парогенератора. Процес виготовлення та ремонту вищевказаних частин обладнання включає в себе не тільки роботу зварювальних автоматів, а й безпосередню участь людини. Слід зазначити, що зварювання металу на початковій стадії, коли формується корінь шва і перші валики, ймовірно, може викликати деякі труднощі в процесі зачистки металу і видалення абразиву з області зварювання. Можна припустити, що саме тому в цій області найбільш часто зустрічаються включення частинок карбіду кремнію. Карбід кремнію не розчиняється у розплаві металу і бере участь у формуванні макроструктури. На рис. 7 показано частки карбіду кремнію в металі.

Скупчення SiC або окремі їх частки, які впроваджені в металі на межі зварних валиків можуть створювати локальні напруження. Коефіцієнт термічного розширення SiC в кілька разів менше, ніж у сталі – 3...4 і $16...18\times10^{-6}$, відповідно, тому під дією виникаючих напружень при кристалізації розплаву можливе утворення мікротріщин з подальшим їх розкриттям і підростанням в умовах експлуатації. Місцями зародження тріщин можуть бути також кути неметалевих включень (як концентратори напружень). Ці дефекти не виявляються методами контролю відразу після виготовлення і в початковий період експлуатації, вони стають помітні при підростанні під дією експлуатаційних факторів (пуск – останов).



а



Елемент	Ваговий %	Атомний %
C	22.17	39.97
Si	77.83	60.03
Итоги	100.00	100.00

б

Рис. 7. Включення в зварному шві: а - розташування SiC в металі шва; б - спектр від включення SiC та його хімічний склад

Паралельне розташування тріщин є явною ознакою того, що їх зростання пов'язане зі спрямованими напруженнями у зварному з'єднанні. Невелику довжину тріщин, котрі утворилися, можна пояснити тим, що тріщина поширюється крихко через стовбчасту зону зварювального валика, але згасає в'язко при вході в зону з дрібнокристалічною структурою. Виникає питання про небезпеку для експлуатації такого розтріскування. Локальний характер дії включень, затухання тріщин від них в межах 1–2 зварювальних валиків, а також спрямованість тріщин під кутом 40...50° до осі шва, дозволяють припустити, що їх злиття в магістральну тріщину малоймовірно.

Магнітні методи досліджень. Щорічно під час ППР на ВП ЮУ АЕС співробітниками ННЦ ХФТІ здійснюється контроль методом вимірювання коерцитивної сили і методом магнітної пам'яті металу напружено - деформованого стану металу зварних з'єднань № 111. Зокрема в 2010 - 2012 роках було здійснено контроль магнітними методами напружено-деформованого стану металу зварного з'єднання № 111 гарячого колектора парогенератора 3ПГ-1 на енергоблоці № 3 [2]. На рис. 8 розподіл значень коерцитивної сили в області шва і навколошовної зони представлено у вигляді плоскої кольорової розгортки зварного з'єднання № 111 гарячого колектора 3ПГ-1, починаючи з 2010 року три роки поспіль. На зображенні зміною кольору від синього до червоного позначена зміна коерцитивної сили від початкового мінімального значення, яке має вихідний відпалений метал до максимального значення, коли метал знаходиться вже в стані передруйнування, тобто знаходиться приблизно на межі плинності. По зміні колірної гами розгортки від вихідного синього до «граничного» темно-червоного кольору можна судити про напружено-деформований стан металу у виробі. Безпосередньо рівень зварного шва на магнітограмах розташовується на рівні 100 мм. Магнітограма охоплює зварний шов на позначці 100 мм та область на 100 мм нижче та вище шва.

В 2010 році значних напружень не спостерігається (рис. 8, а). Але на магнітограмі, що побудована за результатами контролю в 2011 році (рис. 8, б), спостерігається локалізація напружень в металі нижче рівня зварного шва між внутрішнім та зовнішнім штуцером (від 150^0 до 340^0). В 2012 році (рис. 8, в) можна побачити значне збільшення напружень нижче шва між позначками 150^0 та 320^0 з переходом на рівень шва в районі зовнішнього штуцера.

На рис. 9 показана магнітограма зварного з'єднання гарячого колектора 3ПГ-1, побудована за даними, отриманими методом магнітної пам'яті металу 2012 року. Вимірювання проводилися від зовнішнього штуцера на рівні шва. На магнітограмі спостерігаються зони значної концентрації напружень металу в інтервалах між 30^0 та 80^0, і між 330^0 та 360^0.

Характер розподілу власного магнітного полю розсіювання у зазначених вище інтервалах можна простежити на магнітограмах, що показані на рис. 10, а, б.

З метою підвищення достовірності виявлення несуцільностей було застосовано три методи неруйнівного контролю. Після МПМ було проведено контроль з використанням УЗК. Контроль показав наявність дефектів в металі зварного шва і навколо шовної зони, що також раніше було визначено магнітними методами.

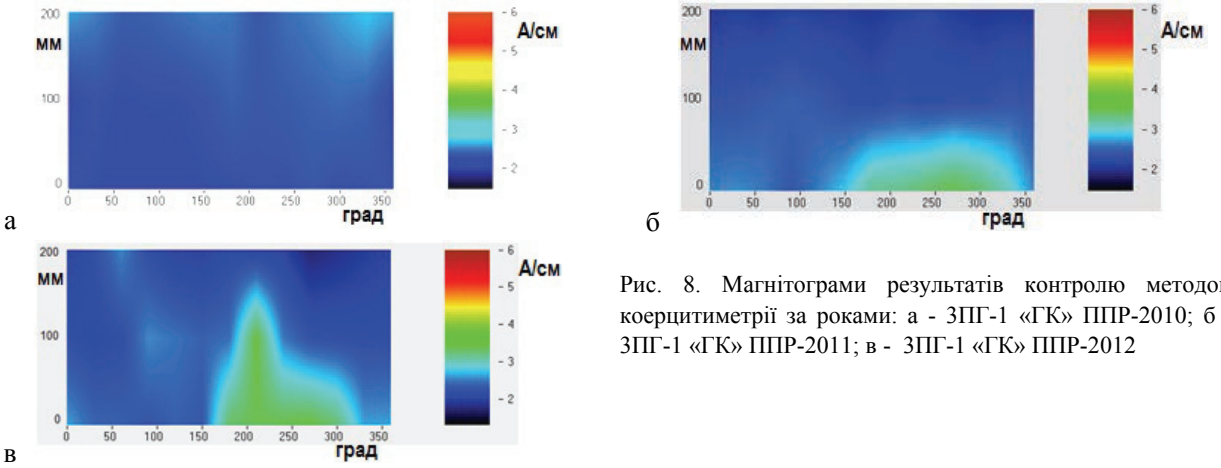


Рис. 8. Магнітограми результатів контролю методом коерцитиметрії за роками: а - 3ПГ-1 «ГК» ППР-2010; б - 3ПГ-1 «ГК» ППР-2011; в - 3ПГ-1 «ГК» ППР-2012

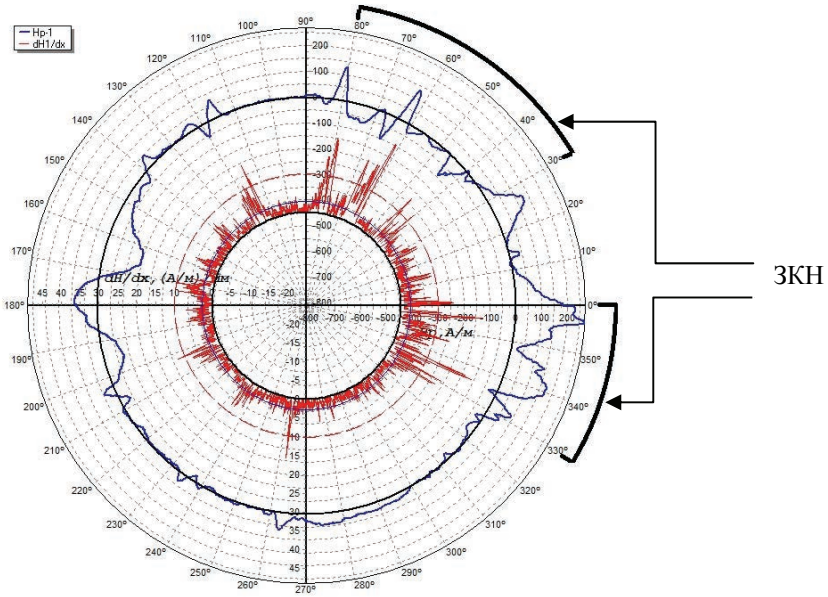


Рис. 9. Магнітограма результатів контролю зварного з'єднання № 111 приварювання патрубка Ду-1200 до ГК 3ПГ-1 методом МПМ 2012 року

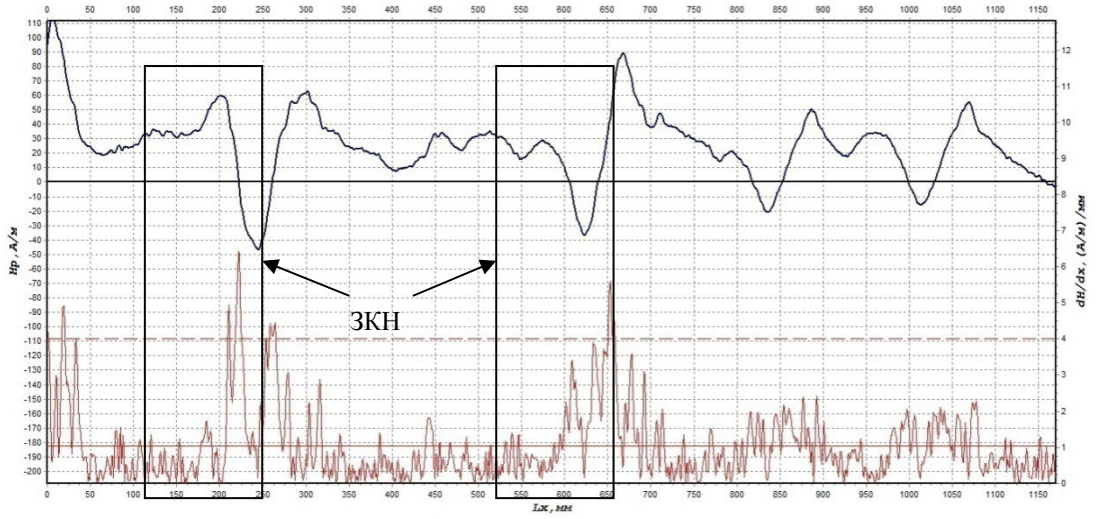
Порівняльний аналіз результатів контролю магнітними методами та методом УЗК підтверджує достовірність результатів, отриманих методом вимірювання коерцитивної сили та методом магнітної пам'яті метала [19]. Після визначення місць локалізації несуцільностей магнітними методами та УЗК зі зварного шва у тому ж 2012 році було вирізано два темплети, які були передані для досліджень у ННЦ ХФТІ. Один з темплетів також було досліджено методом магнітної пам'яті металу.

На рис. 11 приведена схема вирізки досліджуваного темплету та проведення контролю за трьома методами: коерцитиметрія, магнітна пам'ять, ультразвук.

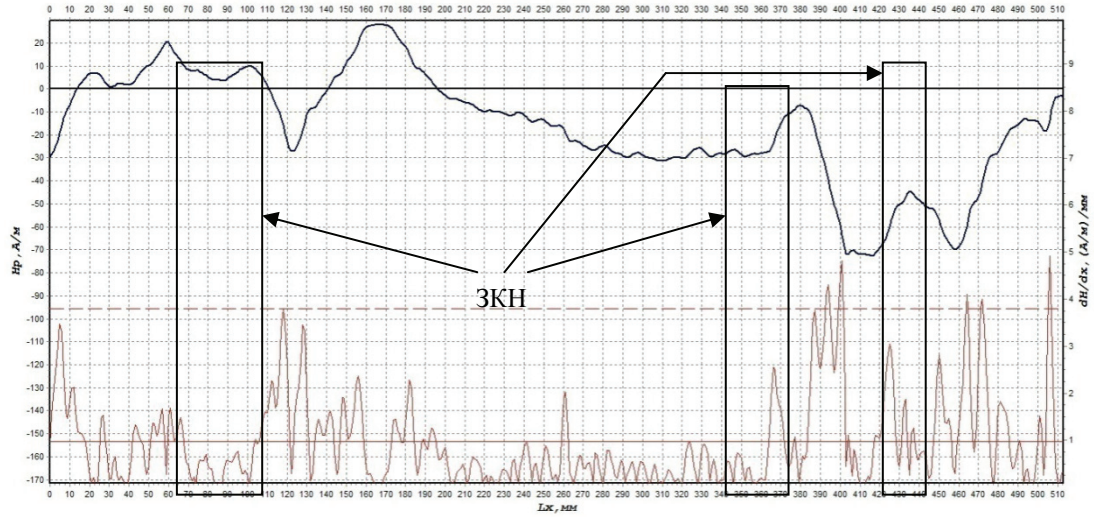
На рис. 12 показано зовнішній вигляд досліджуваного темплету з розміткою УЗК та радіографії на лицьовій стороні. Штрихами чорного кольору помічені місця залягання несуцільностей у товщі металу згідно даних радіографічного контролю. Білими крапками позначені місця залягання дефектів згідно даних ультразвукового контролю (рис. 12, а).

На рис. 12, б показана магнітограма цього темплету. Аналіз стверджує, що зони концентрації напружень (показані синім) відповідають місцям розташування дефектів (рис. 12, а).

Було також досліджено залежність магнітних властивостей металу від його мікроструктури. Зразки для досліджень магнітних властивостей в різних зонах зварного шву мали приблизні розміри 4,3×3,0×1,7 мм. Зразки виготовляли розпилюванням темплету на пластинки товщиною 1,7 мм на фрезерному станку з подальшою вирізкою зразків електроерозійним методом. Магнітні властивості зразків визначали за допомогою магнітного гестеріографа з використанням імпульсно-індукційної методики [20] у відповідності з ГОСТ 8.377-80 [21].



а



б

Рис. 10. Магнітограми результатів контролю зварного з'єднання № 111 ГК ЗПГ-1 методом МПМ в інтервалах 30^0…80^0 та 330^0…360^0: а - інтервал 30^0…80^0; б - інтервал 330^0…360^0

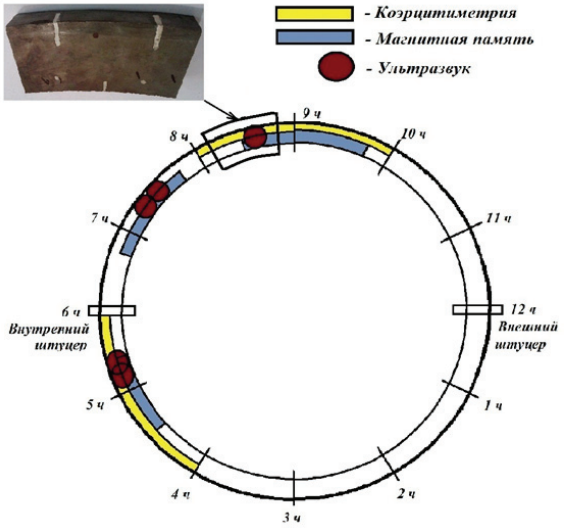
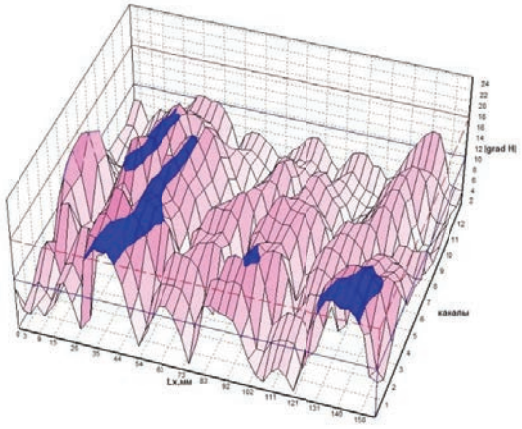


Рис. 11. Схема позначення несуцільностей, виявлених у ППР-2012 на ЮУАЕС (енергоблок № 3, ЗШ № 111-1, гарячий колектор) методами УЗК, магнітної пам'яті та коерцитиметрії

а



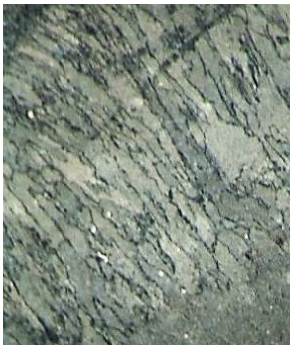
б

Рис. 12. Місця локалізації внутрішніх дефектів в металі темплета, виявлені методами УЗК і РГК (білі та чорні мітки, відповідно) та аномалії розподілу власних магнітних полів розсіювання

Матеріал зразків, в яких визначалися магнітні властивості, містив дрібнокристалічну й стовпчасту мікроструктури в різних співвідношеннях. На рис.13 показані зразки з різною мікроструктурою, що виявлена після зняття шару металу товщиною 0,5мм.

Зразок № 1
дрібнокристалічна,
H_c= 430 А/м

Зразок № 2
стовпчаста 68 %,
H_c= 524 А/м



Зразок № 3
стовпчаста 92 %,
H_c= 831 А/м

Рис. 13. Мікроструктура зразків

Аналогічні мікроструктури були отримані після пошарового шліфування на інші товщини. При цьому можна простежити різне співвідношення стовпчастої та дрібнокристалічної структур в зразках. В підписах до рисунків вказані відсотковий вміст стовпчастої структури, усереднений по товщині зразків, номера зразків та виміряні значення коерцитивної сили.

В табл. 1 наведені дані відсоткового вмісту стовпчастої мікроструктури $A_{ср}$ в зразках, які усереднені за трьома товщинами, а також представлені значення коерцитивної сили $\boldsymbol{H_c}$ (А/м), остаточної магнітної індукції $\boldsymbol{B_r}$ (Тл) та максимальної магнітної проникності $\boldsymbol{\mu}$ для зразків наплавленого металу в різному структурному стані.

Таблиця 1. Відсотковий вміст стовпчастої мікроструктури та магнітні параметри зразків

№ п/п	$A_{ср}$, %	H_c, А/м	B_r, Тл	μ
1	0	430	0,103	150
2	68	524	0,074	89
3	92	831	0,096	106

За результатами досліджень можна констатувати, що мають місце суттєві зміни виміряних магнітних параметрів від мікроструктурних особливостей зразків. Зокрема для коерцитивної сили спостерігається тенденція до збільшення $\boldsymbol{H_c}$ зі збільшенням вмісту стовпчастої мікроструктури в зразках. Так, в наплавленому металі з найбільшим вмістом дрібнокристалічної структури (зразок № 1) мають місце найменші значення $\boldsymbol{H_c}$, тоді як у зразку з переважно стовпчастою структурою (зразок № 3) спостерігали в 1,5-2,0 рази вищі значення $\boldsymbol{H_c}$.

Зазначені особливості можна пояснити наступним. H_c є структурно залежним фактором, який залежить від мікроструктури і текстури матеріалу, а також його напруженого стану. Встановлений факт підвищеного значення коерцитивної сили в стовпчастій структурі в порівнянні з дрібнокристалічною можна пояснити неоднорідністю структури з продуктами розпаду аустеніту, що призводить до напруженого стану стовпчастих шарів. Підтвердженням цього є результати раніше проведених досліджень мікроструктури і мікротвердості багатошарового зварного шва № 111 [22], де було відмічено, що в шарах з дрібнокристалічною структурою тріщини розвиваються в'язко, а в стовпчастій структурі - крихко, що є ознакою напруженого стану металу в стовпчастих шарах.

Термодесорбційна МАС-спектрометрія. Визначення концентрації водню, який накопичився в металі зварного з'єднання приварки патрубка до колектору парогенератора, виконано методом термоактивованої десорбції (ТД) [23, 24]. При цьому застосовували динамічний метод аналізу вмісту газу, в якому вимірюється тиск в експериментальній камері прямо пропорційно швидкості десорбції газових молекул із зразка, що прогрівається. Виміри виконані за допомогою мас-спектрометра МХ-7304. У цих експериментах відпал зразків в інтервалі температур 300...1500 К вели зі швидкістю 6 град·с$^{-1}$. Нагрівання зразків здійснювали резистивним методом. Тиск залишкових газів в експериментальній камері становив ~5·10^{-5} Па. Кількісні характеристики виділення водню з металу зразків отримували при формуванні навісок масою приблизно 0,2 г.

Для дослідження десорбції водню в металі зварного з'єднання від темплета були відрізані зразки розмірами 1×10×72 мм.

На рис.14а показано розподілення водню в зварному шві. Отримані результати досліджень свідчать про те, що після довгострокової експлуатації парогенератора водень накопичувався в області кореня зварного шву, яка межує з робочим середовищем другого контуру. Концентрація водню в цій зоні сягає 36,6 см^3/100 г, та поступово знижується до 11 см^3/100 г на глибині біля 10 мм від поверхні.

Підвищену кількість водню біля кореня зварного шва можна пояснити тим, що на поверхні металу відбуваються хімічні процеси, які обумовлюють корозію металу. Внаслідок взаємодії металу з теплоносієм під впливом робочих чинників водень, що звільнюється, дифундує в метал. Можна також припустити, що насичення металу воднем до вказаних концентрацій частково відбулося за рахунок зварювального процесу.

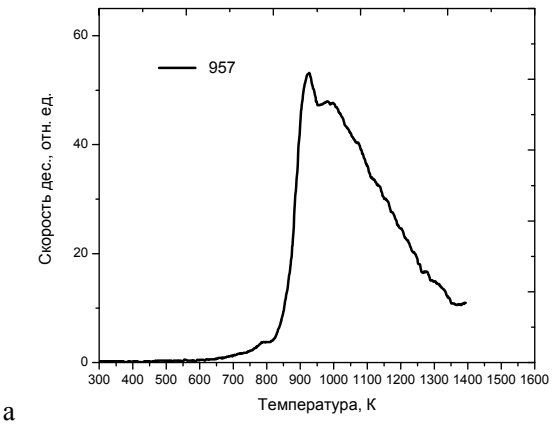
З наведеного рис. 14, б можна бачити, що кількість водню в глибині металу теж змінюється в залежності від наявності дрібнокристалічної чи стовпчастої складової мікроструктур зварного з'єднання та становить близько 8 см^3 /100 г для дрібнокристалічних ділянок та 5 см^3/100 г для стовпчастої структури. Температура інтенсивного виходу водню з дрібнокристалічної структури становить ~ 850 К; для стовпчастої – 800 й 1150 К.

Поля напружень у зоні несуцільностей ЗШ № 111 в умовах експлуатаційних навантажень. В рамках дослідження причин і механізмів деградації конструктиву парогенератора ПГВ-1000М важливе місце займають дослідження напружено-деформованого стану (НДС) металу даних вузлових елементів. Різний НДС металу ТОТ та інших елементів конструктиву визначає у великій мірі подальший характер еволюції дефектної структури.

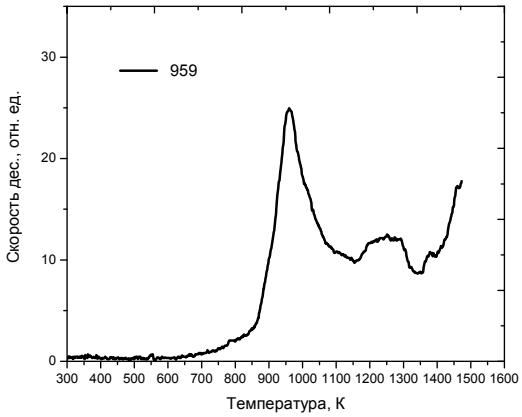
Вивчення НДС виконувалось методом кінцево-елементним моделюванням (КЕМ), для чого у стандарті систем електронного конструювання реалістичної геометрії розроблено моделі зони ЗШ № 111, що є бездефектними та й ті, що містять типові дефекти (несуцільності) Дефектна структура ЗШ № 111 являла собою несуцільності різного типу (каверни, тріщиноподібні дефекти), що відрізнялись між собою локальними розмірами, розташуванням у товщі вузла, протяжністю, локальною топологією та іншими особливостями форми поверхні дефектоутворень. Розроблені моделі локальних і протяжних дефектів, які або є розкритими у карман колектора (кільцевий зазор між колектором і патрубком парогенератора, заповнений теплоносієм ІІ контуру), або знаходяться у товщі металу (несуцільності), а також їхні комбінації.

У результаті виконаного аналізу НДС отримано картину, що відображає зміни в розподілах напружень і деформацій при переході від окремих локальних дефектів зони ЗШ № 111 до протяжних дефектів (несуцільностей), які відбуваються в результаті розвитку окремих дефектоутворень, зміни форм та розмірів (рис.15, 16). Значення інтенсивності напружень в зонах, які охоплювали дефектоутворення,

залежали від типу дефекту, зовнішніх умов, локалізації точки виміру, і варіювались в діапазоні приблизно 250 – 750 МПа. Значення інтенсивності напружень в зонах дефектоутворення залежали від типу дефекту, зовнішніх умов, локалізації точки виміру, і досягали значень в діапазоні приблизно від 370 МПа до 980 МПа з урахуванням температури.



а



б

в

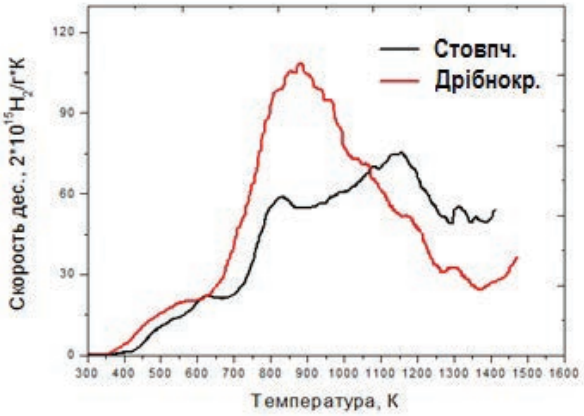


Рис. 14. Розподілення водню в зварному шві: а - в зоні кореня шва; б - на відстані 10 мм від поверхні; в - в різних складових (дрібнозерниста й стовбчаста) мікроструктури зварного шва

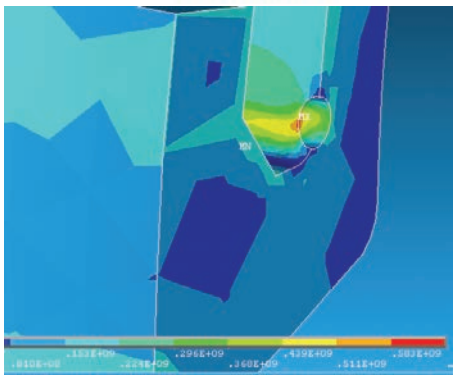


Рис. 15. Розподіл напружень зони з'єднання колектора з патрубком ДУ 1200, що містить локальний дефект, розкритий в карман колектора (за номінальним режимом експлуатації)

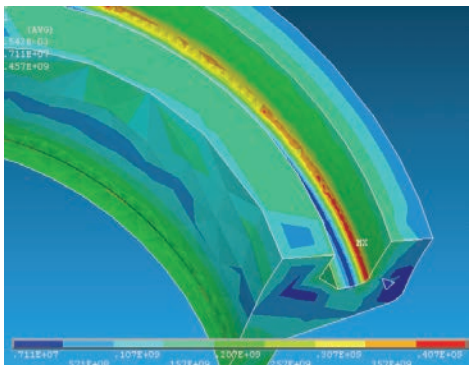
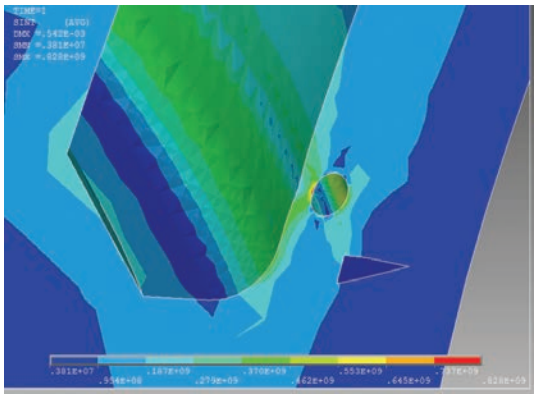


Рис. 16. Розподіл напружень зони з'єднання колектора з патрубком ДУ 1200, яка містить протяжний дефект (несуцільність) у товщі металу (для номінального режиму експлуатації)

Наведені результати були досягнуті з використанням пружних моделей сталі 10ГН2МФА, додатково КЕМ було застосовано для отримання розподілів полів напружень та полів деформацій матеріалу у зоні несуцільностей ЗШ № 111 в умовах експлуатаційних навантажень з використанням пружно-пластичних моделей поведінки матеріалу (характеристики було взято з відповідних нормативних документів) (рис. 17).

а



б

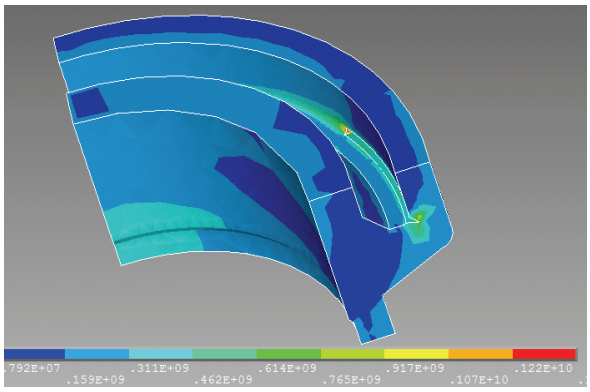


Рис. 17. Розподіл полів напружень у зоні зварного з'єднання № 111 приварювання патрубка ДУ-1200 з колектором парогенератора ПГВ-1000 («карман», що мають дефекти: (а) для комбінації дефектоутворень у товщі металу, (б) для тріщиноподібного дефекта типу «клин», розкритим в «карман» колектора. Використано пружно-пластичну модель поведінки матеріалу

У виконаному дослідженні отримані розподіли полів напружень і деформацій у зоні ЗШ № 111 при розвитку дефектів-тріщин типу «клин» з характерною втратою поверхневої гладкості векторного поля напружень (рис. 18, 19). Крім того, для дефектоутворень, які є розкритими у карман колектора, додатковим навантаженням моделювалася розклинююча дія шламу з відповідним розрахунком НДС матеріалу (рис. 20, 21).

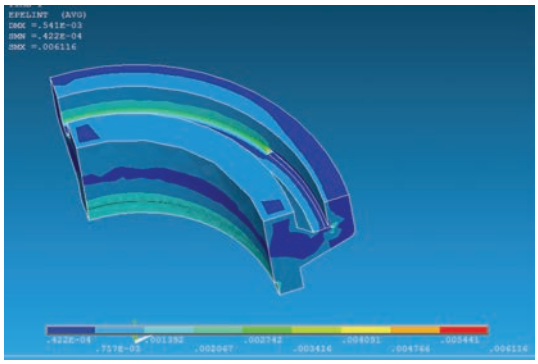


Рис. 18. Розподіл полів деформацій у зоні зварного з'єднання № 111 навколо клиноподібної тріщини з пружно-пластичною моделлю поведінки матеріалу

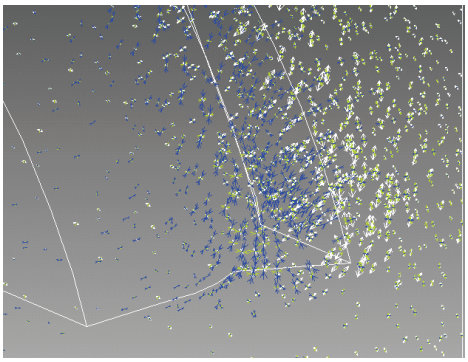


Рис.19. Векторні поля напружень у зоні зварного з'єднання № 111 навколо клиноподібної тріщини. з пружно-пластичною моделлю поведінки матеріалу

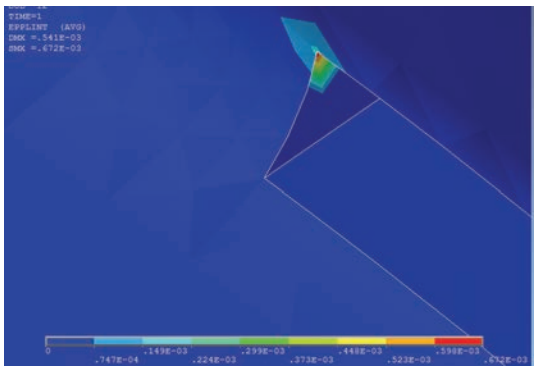


Рис. 20. Розподіл полів пластичних деформацій навколо основи тріщини клиновидного типу без урахування навантаження, що спричиняється шламом

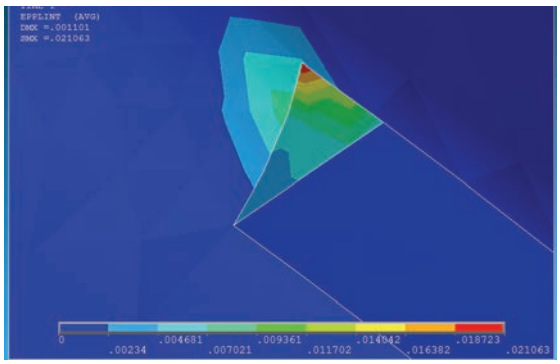


Рис. 21. Розподіл полів пластичних деформацій навколо основи тріщини клиновидного типу з урахуванням навантаження, що спричиняється шламом

Використання пружно-пластичної моделі поведінки матеріалу для порівняння результатів штатного та прискорюваного охолодження парогенератора не дало помітної різниці для розподілів та величин пластичних деформацій для окремих дефектів виразкового типу. Щодо окремих дефектів клиновидного типу, то рівень пластичних деформацій (інтенсивність деформації) після прискореного охолодження

значно підвищився та значно зросла ймовірність розвитку тріщин в локальних областях в матеріалі з клиновидними несуцільностями.

У результаті виконаного аналізу НДС отримано картину, що відображає зміни в розподілах напружень і деформацій при переході від пружних моделей поведінки матеріалу до пружно-пластичних для ділянок зони ЗШ № 111 вузла приварки колектора до патрубка ДУ 1200 ПГВ-1000М, що містять несуцільності. За даними моделювання методом кінцевих елементів рівень залишкових напружень для зон бездефектного матеріалу під час експлуатаційних навантажень майже нульовий, і стає помітним лише навколо несуцільностей від 2 МПа до 550 МПа (вершини тріщин). Отримані в межах моделі пружно-пластичного наближення результати є основою для подальших досліджень з урахуванням циклічних навантажень, додаткових особливостей конструктивного походження, та інших факторів, що впливають на НДС металу (накопичування пластичних деформацій) та еволюцію дефектоутворень.

Висновки

1. За результатами досліджень було встановлено, що метал зварного з'єднання № 111 приварки патрубка Ду1200 до гарячого колектора парогенератора ПГВ-1000 має характерну для низьколегованої сталі структуру, як за якісним так й за кількісним складом. Матрична основа металу складається з фериту та перліту. Показано, що мікротвердість металу зварного з'єднання коливається в залежності від структурної складової шву й має значення не нижче тих, які повинні відповідати вихідному металу при виробництві конструкції.

2. В металі зварного з'єднання № 111 несуцільності, виявлені методами неруйнівного контролю, за допомогою металографією та електронною мікроскопією були ідентифіковані як пори та мікротріщини розмірами від одного до декілька міліметрів. Крім того, було встановлено, що поблизу тріщин присутні неметалеві частки у вигляді кристалічного карбіду кремнію, які за припущенням були внесені в наплавлений метал під час виготовлення або заводського ремонту зварного з'єднання. Дослідження будови дефектів показали, що вони мають локальний характер і їх наявність в металі зварного з'єднання допускає подальшу експлуатацію при умовах регулярного контролю.

3. За допомогою метода коерцитиметрії та метода магнітної пам'яті металу було проведено контроль напружено-деформованого стану металу зварного з'єднання № 111 й вирізаного з нього темплету. Отримані результати вимірів обома магнітними методами корелюють з даними металографії та ультразвукового контролю та підтверджені металографічними дослідженнями. Таким чином показано, що магнітні методи, а саме метод коерцитиметрії та метод магнітної пам'яті металу можуть бути застосовані для неруйнівного контролю несуцільностей дослідженого типу на зварних з'єднаннях.

4. Виявлено вплив мікроструктури на коерцитивну силу металу. Показано, що магнітний метод коерцитиметрії може забезпечити контроль однорідності мікроструктури у випадках багатопрохідного зварного з'єднання, що може бути перспективним для застосування у діагностичному контролі металу енергетичного обладнання.

5. Методом термодесорбційної мас-спектрометрії показано, що після тривалої експлуатації зварного шва вміст водню і температурні інтервали його виходу з металу корелюють зі зміною його структури. Показано, що водень в процесах тріщиноутворення в зварних з'єднаннях № 111 відіграє істотну роль.

6. Отримано розподіли полів напружень навколо типових дефектів в умовах розхолоджування парогенератора під час зупинки блоку, коли швидкість охолодження парогенератора 1-2°C за годину (штатний режим) прискорюється до величини 3-4°C за годину (прискорений режим). Показано, що при розхолодженні зварного з'єднання з високою швидкістю в матеріалі з клиновидними несуцільностями ймовірний розвиток тріщин в локальних областях.

Автори висловлюють вдячність за участь у роботі співробітникам Южно-Української атомної електростанції Бажукову А.В., Палію А.М. та Мельнику П.Є.

1. *Дубов А.А., Дубов Ал.А., Колокольников С.М.* / Метод магнитной памяти (ММП) метала и приборы контроля. Учебное пособие. – М.: ЗАО «Тиссо» – 2003. – 320 с.
2. *Неклюдов И.М., Ожигов Л.С. и др*. Каталог данных неразрушающего контроля напряженно-деформированного состояния корпусов реакторов типа ВВЭР-1000 и трубопроводов АЭС. Свідоцтво про реєстрацію авторського права на твір № 41953 від 30.01.2012 р.

3. *Харченко В.В., Степанов Г.В., Кравченко В.И. и др*. Перераспределение напряжений в узле соединения колектора с патрубком парогенератора ПГВ-1000 при его нагружении после термообработки // Проблемы прочности. – 2009. – № 3. – С.25-31.
4. *Махненко В.И*. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. – К.: Наукова думка. – 2006. – 620 с.
5. *Драгунов Ю.Г*. Влияние воды высоких параметров на склонность стали 10ГН2МФА к замедленному деформационному коррозионному растрескиванию / Ю.Г. Драгунов, А.С. Зубченко, О.Ю. Петров, И.Л. Харина // Машиностроение и инженерное образование.–2007.–№ 4.–С.35-41.
6. *Эрозионно-коррозионный* износ оборудования атомных электростанций / В.И. Бараненко, Б.И. Нигматулин, Т.Е. Щедеркина [и др.] // Атомная техника за рубежом. – 1995. – № 8. – С. 9–13.
7. *Про причини* ушкодження зварних з'єднань № 111 парогенераторів ПГВ-1000 / А.С. Митрофанов, Л.С. Ожигов, Є.О. Крайнюк, В.И. Савченко [та ін.] // Вісник Тернопільського державного технічного університету. – 2009. – Т.14, № 4. – С.79-83.
8. *Повышение* надежности эксплуатации коллекторов парогенераторов ПГВ-1000, -1000М / Драгунов Ю.Г., Петрова О.Ю., Лякишев С.Л., Харченко С.А., Харина И.Л., Зубченко А.С. // Атомная энергия. 2008. – Т. 104. № 1. – С. 9-13.
9. *Лобанов Л.М*. Оценка сварных соединений конструкций магнитным (коэрцитиметрическим) методом для прогнозирования индивидуального остаточного ресурса / А.Ю. Бондаренко, Ю.К. Бондаренко // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 2004. – № 1. – С. 3-8.
10. *Махненко В.И., Великоиваненко Е.А*. Трещины стресс-коррозии в зоне сварного соединения № 111 парогенераторов ПГВ-1000М энергоблоков ВВЭР-1000 (проект 1.1) // В сб. Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкції, споруд та машин. ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, Київ, 2006. – С. 2-10.
11. *Чирков А.Ю*. Смешанная схема метода конечных элементов для решения краевых задач теории упругости и малых упругопластических деформаций. – К.: Изд. Ин-та Проблем прочности, 2003. – 250 с.
12. *Неклюдов И.М*. Эксплуатационные повреждения теплообменных трубок и сварных соединений в парогенераторах энергоблоков АЭС с ВВЭР-1000 / И.М. Неклюдов, В.М. Ажажа, Л.С. Ожигов, А.С. Митрофанов // Проблемы прочности. – 2008. – № 2 (392). – С.105-111.
13. *Металлургия* дуговой сварки. Взаимодействие метала с газами / И.К. Походня, И.Р. Явдошин, А.П. Пальцевич и др. – К.: Наукова думка. – 2004. – 240с.
14. *Неклюдов И.М., Толстолуцкая Г.Д*. Гелий и водовод в конструкционных материалах // ВАНТ. – № 3. – 2003. – С. 3-14.
15. *Особенности* коррозионной повреждаемости сварных соединений парогенераторов ВВЭР-1000 / И.М. Неклюдов, Л.С. Ожигов, А.С. Митрофанов, В.Н. Воеводин и др. // Фізика и хімія обработки матеріалів. – 2013. – № 2. – с.18-25.
16. *Неклюдов И.М*. Сочетание метода ядерных реакций, термодесорбционной спектрометрии и двух пучкового облучения при исследовании поведения гелия и водорода в конструкционных материалах / И.М. Неклюдов, Г.Д. Толстолуцкая, В.В. Ружицкий [и др.] // Труды XIV Международное совещание «Радиационная физика твёрдого тела» г. Севастополь, 5–10 июля 2004 г. / Москва: ГНУ «НИИ ПМТ». – 2004. – С. 592 – 596.
17. *Идентификация* несплошностей в металле сварного соединения корпуса парогенератора с коллектором на энергоблоках ВВЭР-1000 / В.Н. Воеводин, Л.С. Ожигов, А.С. Митрофанов, С.В. Шрамченко, Е.А. Крайнюк // Вопросы атомной науки и техники, Харьков, 2014, № 4 (92), С.82-87.
18. *Заготовки* из стали марки 10ГН2МФА, 10ГН2МФА-ВД, 10ГН2МФА-Ш для оборудования АЭС. Технические условия: ТУ 0893-014-00212179-2004 (взамен ТУ 108.766-86) – [Срок введения 2005-02-01]. – М.: ГОССТАНДАРТ РОССИИ ВНИИстандарт, 2005. –28 с.
19. *Неразрушающий* контроль внутренних дефектов в сварном соединении приварки парогенератора к коллектору на энергоблоке с ВВЭР-1000 / Л.С. Ожигов, А.С.Митрофанов, С.В.Шрамченко // Збірник матеріалів доповідей «7-а МНТК «Сучасні прилади, матеріали і технології для неруйнівного контролю і технічної діагностики машинобудівного і нафтогазопромислового обладнання». м.Івано-Франківськ, 25-28 листопада 2014 р. - С. 97-101.
20. *Чечерников В.И*. Магнитные измерения // Изд.: М., МГУ, 1969 г., 387 с.
21. *Методика* выполнения измерений при определении статических магнитных характеристик. ГОСТ 8.377-80 // Государственный комитет СССР по стандартам. Москва, 1986, 21 С.
22. *Неклюдов И.М., Ожигов Л.С., Митрофанов А.С., Воеводин В.Н., Толстолуцкая Г.Д., Зарицкий Н.С., Брык В.В., Крайнюк Е.А., Руденко А.Г*. / Особенности повреждений сварных соединений № 111 в парогенераторах энергоблоков ВВЭР-1000 // «Физика и химия обработки материалов», Физика и химиобработки матеріалів. – 2013, № 2, С.18-25.
23. *Неклюдов И.М*. Сочетание метода ядерных реакций, термодесорбционной спектрометрии и двух- пучкового облучения при исследовании поведения гелия и водорода в конструкционных материалах / И.М. Неклюдов, Г.Д. Толстолуцкая, В.В. Ружицкий [и др.] // Труды XIV Международное совещание «Радиационная физика твёрдого тела» г. Севастополь, 5–10 июля 2004 г. / Москва: ГНУ «НИИ ПМТ». – 2004. – С. 592 – 596.
24. *Неклюдов И.М., Толстолуцкая Г.Д*. Гелий и водород в конструкционных материалах // ВАНТ. – № 3. – 2003. – С. 3-14.

ПРОЕКТ 4.10

Розробка електрофізичного методу активного термографічного контролю структурного стану матеріалів для оцінки ресурсу обладнання об'єктів атомної енергетики

УДК 621.039.83

ЗАСТОСУВАННЯ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОЇ АКТИВАЦІЇ ПРИ ТЕРМОГРАФІЧНОМУ КОНТРОЛІ ДЕФЕКТІВ ТА СТРУКТУРНИХ НЕОДНОРІДНОСТЕЙ В ФЕРОМАГНІТНИХ МАТЕРІАЛАХ

М.І. БАЗАЛІЄВ, д-р техн. наук, **В.В. БРЮХОВЕЦЬКИЙ**, д-р фіз.-мат. наук,
В.Ф. КЛЕПІКОВ, чл.-кор. НАН України, **В.В. ЛИТВИНЕНКО**, д-р техн. наук
(Ін-т електрофізики і радіаційних технологій НАН Украины, м. Харків)

В роботі розглянуто фізико-технічні основи термографічного контролю структури феромагнітних матеріалів при активації електромагнітним полем та механізми формування температурних аномалій на неоднорідностях у металі шляхом перетворення частини електромагнітної енергії в тепло. Термопроявлення дефектних структур реєструються тепловізійними засобами контролю. Наведено принципову схему і технічні характеристики експериментальної електрофізичної установки для контролю структурних неоднорідностей у феромагнітних матеріалах за методом активної тепловізійної термографії. Беручи до уваги матеріали експериментальних досліджень, розроблено принципи ідентифікації температурних аномалій, створено науково-технічні основи електрофізичного тепловізійного методу.

***Ключові слова**: термографічний контроль, електромагнітна активація, термопроявлення дефектних структур, активна тепловізійна термографія*

Вступ. Активні термографічні методи неруйнівного контролю конструкційних матеріалів все більш поширюються в різних галузях промисловості у зв'язку з можливістю вибіркового розігріву дефектних ділянок або зон порушення суцільності матеріалу і реєстрації їх термопроявлення тепловізійними засобами контролю [1]. Ефективність методів у значній мірі залежить від вибору типу активуючої дії, енергетичний вплив від якої найбільш чутливий до зміни теплофізичних та електрофізичних характеристик в зонах порушення суцільності матеріалу. Природа утворення дефектів пов'язана, перш за все, з характеристиками матеріалу і умовами його експлуатації. При активному неруйнівному методі теплового контролю дефекти, що ідентифікуються, проявляються через температурний відгук на енергетичний вплив, якому піддається об'єкт дослідження. Завдяки розходженню теплофізичних властивостей основного матеріалу і сторонніх включень/дефектів при активації створюються теплові і температурні поля, які відображають структуру і стан об'єкта дослідження.

Тепловиділення в дефектній зоні можна ініціювати шляхом впливу на контрольований матеріал фізичним полем, наприклад, акустичним або електромагнітним (для феромагнітних матеріалів). При цьому інформативні параметри температурного поля (амплітуда, градієнт температури, просторові характеристики розподілу термоаномалій) відображають особливості внутрішньої будови речовини, зокрема, наявність структурних неоднорідностей і дефектів з підвищеним розсіюванням енергії пружних хвиль або електромагнітної енергії у тепло. Це дозволяє виявляти несуцільності (тріщини, пористість, сторонні включення) матеріалів, зміну їхньої структури і фізико-хімічних властивостей за зміною теплопровідності, теплоємності, коефіцієнта тепловіддачі неоднорідностей середовища.

Ефективність сучасних неруйнівних методів оперативного контролю деградаційних процесів в феромагнітних металах і сплавах може бути суттєво підвищена завдяки розвитку методів активного термографічного контролю із застосуванням енергії електромагнітних полів. Це може дати нові результати, які неможливо одержати, використовуючи лише теплову або акустичну активацію середовищ. Тому важливим є подальше вивчення різних аспектів взаємодії електромагнітних полів з дефектами

© М.І. БАЗАЛІЄВ, В.В. БРЮХОВЕЦЬКИЙ, В.Ф. КЛЕПІКОВ, В.В. ЛИТВИНЕНКО, 2015

кристалічної ґратки, проведення комплексного аналізу впливу дислокацій, точкових дефектів і різних побічних ефектів на процеси їх термопроявлення.

Основними напрямами удосконалення термографічних методів неруйнівного контролю конструкційних матеріалів (металів) є підвищення температурної чутливості та часового розрізнення, оптимізація обчислювальних процедур з одержаними термограмами та апробація різноманітних фізичних механізмів активації температурного поля в околі дефектної зони. Серед підходів до активації надлишкового тепловиділення в дефектній зоні феромагнетика з метою її подальшої реєстрації можна виділити метод, що ґрунтується на впливі на досліджуваний об'єкт електромагнітним полем. Метод заснований на зміні вихрових струмів і магнітних потоків, що збуджуються на неоднорідностях у металі, під впливом яких за рахунок перетворення частини електромагнітної енергії в теплоту формуються температурні аномалії, і принципах візуалізації температурних полів, що відображують внутрішню структуру (наявність дефектів) об`єктів контролю, стимульованих дією електромагнітних полів.

Втрати електромагнітної енергії на тепло обумовлені процесами перемагнічування (гістерезисні втрати) і втратами на вихрові струми (динамічні втрати). Механізм виникнення таких втрат пов'язаний зі зміною магнітної індукції за рахунок руху доменних стінок під дією магнітного поля і залежить від структурної неоднорідності матеріалу. Відповідно вихрові струми, що викликані перемагнічуванням магнітних матеріалів, впливають на питомі електричні втрати. Виникнення в сплаві будь-яких типів дислокацій веде до зростання питомого електричного опору, а їхнє зменшення - знижує питомий електричний опір. На величину і напрямок вихрових струмів у металі впливають його питомий електричний опір, частота електричного струму і магнітна проникність. Через дисипацію електромагнітної енергії на структурних неоднорідностях (міжфазних і міжзеренних границях, зонах концентрації напружень, мікротріщинах і порах) формується термозображення – картина просторового розподілу теплової енергії згідно з особливостями термопроявлення дефектної структури, стрибками теплофізичних параметрів, показників щільності і пружності матеріалів.

Принципи застосування електромагнітних полів в активній термографії. В існуючих методах електромагнітного активного термографічного контролю [2-3] використовуються ефекти зміни теплофізичних та електрофізичних характеристик внаслідок порушення суцільності матеріалу. Частота електромагнітного поля виступає параметром, що задає глибину зондування. Зазначимо, що дані методики є перспективними для проведення тестових лабораторних досліджень, при цьому необхідно враховувати особливості процесів трансформації електромагнітної енергії активуючого впливу в теплову на структурних неоднорідностях в залежності від типу і електромагнітних властивостей металів, а також зміни їх структури під дією експлуатаційних чинників.

Фундаментальні теоретичні дослідження [4-5] дозволяють визначити необоротні втрати електромагнітної енергії, що виділяється в матеріалі у вигляді тепла (втрати на гістерезис, динамічні втрати), вплив неоднорідності структури магнітного матеріалу на процеси зсуву (дроблення) стінок доменів і т.п. Величина магнітної енергії, що витрачена, залежить від частоти поля і властивостей матеріалу, його геометричних розмірів, а також втрат, пов'язаних з процесами релаксації магнітного моменту (спін-спінової і спін-граткової релаксації). Динамічні втрати пов'язані з вихровими струмами, індукованими в об'ємі матеріалу, і електричним опором матеріалу. Застосування цих ефектів і процесів в активній електрофізичній термографії є невід'ємною складовою розвитку неруйнівних методів теплової дефектоскопії металів.

Ефективність застосування методу для контролю структурних змін в феромагнітних матеріалах, які перебували під дією механічних навантажень, в значній мірі залежить від встановлення залежності тепловтрат від погіршення структури матеріалу за рахунок підвищеної щільності дислокацій, оцінки структурних змін в зонах з підвищеною щільністю дислокацій, що відбуваються в конструкційних матеріалах у результаті, наприклад, термічних і деформаційних навантажень. У реальних доменах джерелами магнітної анізотропії є внутрішні напруження, форма кристалітів і інші причини, які можуть бути виявлені при активації зразків змінним магнітним полем. Невід'ємною частиною цих досліджень є вивчення принципів ідентифікації температурних аномалій, активованих в зонах дефектоутворення на основі аналізу даних деградації теплофізичних властивостей матеріалів з урахуванням дії зовнішніх чинників, які створюють хибні температурні аномалії при термографічному контролі.

Приймаючи до уваги дані аналізу об’єктивно існуючих зв’язків характеристик матеріалу з параметрами зовнішнього впливу і залежність реакції на цей вплив від амплітудних і частотних характеристик зовнішнього впливу, метод термографічного контролю структурного стану матеріалів на основі електромагнітної активації є одним із найбільш перспективних методів структурної дефектоскопії феромагнітних тіл. Формування інформаційного поля ІЧ-випромінювання тіла, що активується, відбувається за рахунок як прямого перетворення електромагнітної енергії в теплову енергію на дефектних структурах, так і впливу дефектних структур на перерозподіл теплових потоків, що створені поверхневими вихровими токами індукції.

У магнітоупорядкованих твердих тілах при їхньому перемагнічуванні змінним магнітним полем H частина електромагнітної енергії перетворюється в теплоту. Необоротне виділення тепла у феромагнітних і феримагнітних матеріалах у змінних магнітних полях є широко відомим [6]. Перемагнічування феромагнетика в змінних магнітних полях завжди супроводжується тепловими втратами енергії, які обумовлені втратами на гістерезис і динамічні втрати. Динамічні втрати пов'язані з вихровими струмами, індукованими в об'ємі матеріалу, і залежать від електричного опору матеріалу, зменшуючись із ростом опору.

Втрати на гістерезис W (Дж/м^3) (в одному циклі перемагнічування) визначаються площею петлі гістерезису

$$W = \int_0^{H_m} B(H)dH \tag{1}$$

і можуть бути обчислені для одиниці об'єму речовини за емпіричною формулою

$$\frac{W}{V} = \eta B_H^n , \tag{2}$$

де η – коефіцієнт залежний від матеріалу, $B_\text{Н}$ – максимальна індукція, що досягається протягом циклу, n – показник ступеня, рівний залежно від матеріалу 1,6 ÷ 2.

Питомі втрати енергії на гістерезис $P_г$ – втрати, витрачені на перемагнічування одиниці маси в одиниці об'єму матеріалу за секунду.

$$P_г = \frac{W}{mVT} , \tag{3}$$

де f – частота змінного струму, T – період коливань.

Питомі втрати на вихрові струми $P_в$ можна визначити за такою формулою:

$$P_в = \frac{4B_m H_c f}{\gamma} , \tag{4}$$

де B_m - магнітна індукція, Тл; f - частота змінного струму, Гц; γ - щільність матеріалу пластини, кг/м^3; H_c - коерцитивна сила.

Загальні питомі втрати на перемагнічування магнітом’яких матеріалів:

$$P = P_в + P_г = \frac{4B_m f}{\gamma}\left(\frac{B_m f d^2 k^2}{3\rho} + H_c\right), \tag{5}$$

де: H_c - значення коерцитивної сили (наведено без урахування щільності дислокацій і концентрації доменів); d – товщина пластини, мм; k – коефіцієнт форми кривої магнітної індукції.

На коерцитивну силу на основі сучасної дислокаційної теорії магнітних властивостей матеріалів впливає взаємодія доменної і дислокаційної структур. Для цього випадку коерцитивна сила може бути представлена у вигляді [7]:

$$H_c = 1,5\frac{K\delta}{\mu_0 I_S D}e^{\frac{A+B}{2}}\left(\frac{N}{N_0}\right)^{\frac{c_1}{2}}\left(\frac{n}{n_0}\right)^{-\frac{c_2}{2}}. \quad (6)$$

Тут K - константа магнітної анізотропії; δ- товщина доменної стінки; μ_0 - магнітна стала, $\mu_0 = 4\text{р}\times10^{-7}$ Гн/м; I_S – спонтанна намагніченість; D - діаметр кристаліта; N - поточна щільність дислокацій; N_o - максимальна щільність дислокацій; c_1 - стала для відношення щільності дислокацій; n - поточна концентрація доменів; n_o - максимальна концентрація доменів; c_2 - стала для відношення концентрації доменів.

Загальні питомі втрати з урахуванням формули (5) можна представити такою формулою:

$$P = \frac{4B_m f}{\gamma}\left[\frac{B_m f d^2 k^2}{3\rho} + 1,5\frac{K\delta}{\mu_0 I_S D}e^{\frac{A+B}{2}}\left(\frac{N}{N_0}\right)^{\frac{c_1}{2}}\left(\frac{n}{n_0}\right)^{-\frac{c_2}{2}}\right]. \quad (7)$$

Розрахункова формула (7) питомих втрат для магнітних матеріалів залежно від щільності дислокацій і концентрації доменів підтверджується даними експериментальних досліджень.

Особливості термопроявлення структурних неоднорідностей в матеріалах при дії електромагнітних полів. Для вирішення найважливішої проблеми, пов'язаної з визначенням найбільш схильних до руйнування зон із граничним станом металу, можна використати зв'язок електрофізичних властивостей металів на рівні кристалічних граток з механічним властивостями, неоднорідностями структури, пружними і пластичними деформаціями і т. ін. [8]. В цьому випадку необхідно враховувати особливості процесів трансформації електромагнітної енергії активуючого впливу на структурних перетвореннях матеріалу під дією експлуатаційних чинників: розвинених дефектів, зон концентрації напружень на елементах конструкцій, у яких на рівні структури металу відбулися незворотні зміни. Кожна стадія процесу деформування і руйнування металу під дією стискаючих і розтягуючих зусиль, температури і т.д. може бути охарактеризована сукупністю електрофізичних параметрів, значення яких можуть бути виміряні та використані для виявлення і прогнозування в металевих конструкціях ділянок металу з неприпустимою величиною накопичених пошкоджень. Оскільки процеси деформації кристалічної структури, зародження і розвитку дефектів супроводжуються зміною електрофізичних властивостей металу [9,10], доцільним стає активація металу електромагнітним полем, дисипація якого на структурних неоднорідностях приводить до відповідної диференціації температурного поля, що відображає структуру зразка. У зв'язку з цим очевидним стає доцільність залучення методів термографічного контролю для аналізу структурного стану металів, враховуючи інтенсивний розвиток тепловізійної техніки, яка дозволяє проводити дослідження з високим температурним, просторовим та часовим розрізненням [1].

Утворення дефектів пов'язане як з характеристиками матеріалу, так і з умовами його експлуатації. Довга експлуатація виробів при високій температурі або короткочасний великий перегрів понад розрахункову температуру викликають зміни у мікроструктурі металу, які можуть носити як критичний характер так і бути припустимими для даного сплаву чи металу. Важливим є не тільки виявлення уже наявних дефектів, а і прогнозування можливості їх утворення за тих чи інших умов експлуатації. Вміння ідентифікувати такі ділянки об'єктів і конструкцій за допомогою технологій тепловізійної інфрачервоної (ІЧ) радіометрії є дуже актуальною задачею. Ідентифікація поверхневих температурних аномалій, які виникають в місцях існування внутрішніх дефектів, здійснюється на основі аналізу змін температурного поля на поверхні випромінювання тіл після електромагнітної активації.

Ефективність застосування методу для контролю структурних змін в феромагнітних матеріалах, які перебували під дією механічних навантажень, в значній мірі залежить від встановлення залежності тепловтрат від підвищення щільності дислокацій, оцінки структурних змін в зонах з підвищеною щільністю дислокацій, що відбуваються в конструкційних матеріалах у результаті, наприклад, термічних і деформаційних навантажень. Доменна структура феромагнетиків надзвичайно чутлива до будь-яких порушень правильності кристалічної будови [5]. Доменна границя може служити чутливим індикатором,

здатним реагувати на невеликі зміни в структурі речовини, викликані релаксаційними процесами [11]. Точкові, лінійні і поверхневі дефекти ґраток, області неоднорідності напруженого стану, мікроструктурні елементи – границі зерен, включення різних фаз, неметалічні включення і пори, тріщини – все це впливає на доменну структуру [7,8]. У реальних доменах джерелами магнітної анізотропії є внутрішні напруження, форма кристалітів і інші причини, які можуть бути виявлені при активації зразків змінним магнітним полем. Невід'ємною частиною цих досліджень є вивчення принципів ідентифікації температурних аномалій, активованих в зонами дефектоутворення на основі аналізу даних деградації теплофізичних властивостей матеріалів з урахуванням дії зовнішніх чинників, які створюють хибні температурні аномалії при термографічному (тепловізійному) контролі [1].

Перемагнічування феромагнетику в змінних магнітних полях завжди супроводжується тепловими втратами енергії, які обумовлені втратами на гістерезис і динамічними втратами. Проведений аналіз [5,9,10,12] показує, що існує зв'язок між параметрами магнітного гістерезису з параметрами структурних неоднорідностей феромагнітних сталей: розміром зерна, кількістю і розміром слабомагнітних і немагнітних включень, величиною і розподілом внутрішніх напружень та ін. У зв'язку із цим виникає питання про можливість рішення таких задач, як, наприклад, оцінка напружень у конструкційних сталях, виявлення ділянок пластичної деформації та ін.

Динамічні втрати, пов'язані з вихровими струмами, індукованими в об'ємі матеріалу, залежать від електричного опору матеріалу, зменшуючись з його ростом**.** Про зміну концентрації дефектів у матеріалі можна побічно судити за зміною питомого електричного опору. Виникнення в сплаві будь-яких типів дислокацій веде до зростання питомого електричного опору, їхнє зменшення - знижує питомий електричний опір [7]. Питомий електричний опір феромагнетиків має високу чутливість до виникнення в структурі дефектів.

При пластичній деформації зі збільшенням величини деформації і ростом щільності дислокацій їхній розподіл стає істотно неоднорідним: дислокації утворюють компактні скупчення в площинах ковзання в зоні пластичної деформації. При активації тіла зовнішнім електромагнітним полем зона пластичної деформації може бути виявлена за даними параметрів її термопроявлення, які формуються під впливом зміни питомого електричного опору у зоні концентрації дислокацій, що співпадає з зоною пластичної деформації. Через дисипацію електромагнітної енергії на структурних неоднорідностях (міжфазних і міжзеренних границях, зонах концентрації напружень, мікротріщинах і порах) формуються термоаномалії, які здатні сформувати картину просторового розподілу теплової енергії згідно з особливостями термопроявлення дефектної структури, стрибками теплофізичних параметрів, показників щільності і пружності матеріалів.

Розвиток даного напрямку досліджень пов'язаний як з теоретичним обґрунтуванням взаємозв'язку структурного стану феромагнетиків з їхніми магнітними властивостями і тепловтратами при перемагнічуванні і застосуванням нових, більше ефективних теплофізичних ефектів, так і можливістю контролю сучасними тепловізійними ІЧ-радіометричними засобами термопроявлення внутрішніх структур і дефектів у тілах при їхній активації електромагнітним полем.

Електрофізична установка для контролю структурних неоднорідностей у феромагнітних матеріалах за методом активної тепловізійної термографії. Принцип дії електрофізичної установки базується на зміні вихрових струмів і магнітних потоків, що збуджуються електромагнітним полем на неоднорідностях у металі, під впливом яких за рахунок перетворення частини електромагнітної енергії в теплоту формуються поверхневі температурні аномалії [13]. Візуалізація температурних полів засобами термографічного контролю дозволяє виявити дефектні ділянки або зони порушення суцільності і структурних перетворень в матеріалах об'єктів контролю.

На рис. 1 представлено функціональну схему термографічного стенду для дефектоскопії феромагнітних матеріалів при активації електромагнітним полем. Основним конструкційним елементом установки є електромагнітний активатор (ЕМА) (рис. 2), у якому за допомогою полюсів магнітопроводу (ділянка магнітопроводу, що виступає за межі котушок індуктивності) створена робоча зона, у межах якої розміщається експериментальний зразок, на який діє електромагнітне поле, що «замикається» на полюси. При цьому тепловий стан (поле ІЧ-випромінювання) зразків у робочий зоні контролюється за допомогою ІЧ-камери (тепловізора). Електроживлення (струм i) індукційних котушок $\boldsymbol{L_1}$ і $\boldsymbol{L_2}$ ЕМА здійснюється через

понижувальний трансформатор ***ТР.1***, вихідна напруга u якого регулюється за допомогою автотрансформатора **ЛАТР.** Вихідні дані трансформатора ***ТР.1*:** напруга u = (3 ÷ 6) В, струм i = (100÷500) А, максимальна потужність 3,0 кВт. **П**-подібний сердечник (магнітопровід) ЕМА виготовлено з феромагнітного матеріалу (шихтовані пластини з електротехнічної сталі, з високою магнітною проникністю): поперечний переріз 70×80 мм^2; відстань між полюсами магнітопроводу 180 мм; довжина полюсів 180 мм; маса магнітопроводу 45 кг. Магніторушійна сила котушок ЕМА (при полюсах магнітопроводу, що закорочені феромагнітним сердечником) – 1000÷4000 амперів-витків (регулюється способом підключення котушок L_1 і L_2 (перемикач $П$) і величиною напруги u. Співвідношення активних і реактивної складових магнітних потоків у магнітопроводі регулюється активним опором R_H у електричному колі навантажувальної котушки L_3.

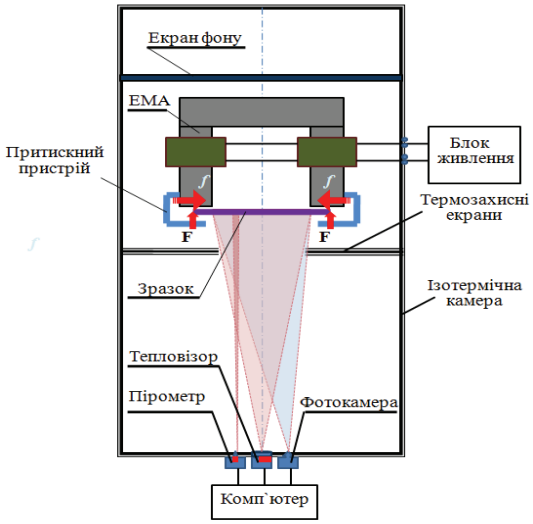


Рис. 1. Термографічний стенд для дефектоскопії феромагнітних матеріалів при активації електромагнітним полем

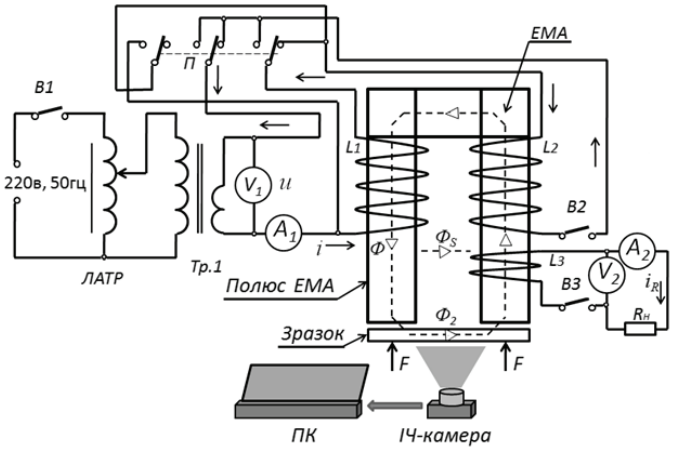


Рис. 2. Принципова схема блоку електромагнітної активації феромагнітних матеріалів

Обробка термозображень, отриманих за даними реєстрації поля ІЧ-випромінювання об'єкта дослідження, здійснюється на персональному комп'ютері *ПК*. При пропусканні змінного струму i через індукційні котушки L_1, L_2 виникає змінний магнітний потік ***Φ,*** більша частина (***Φ$_0$***) з якого замикається в матеріалі сердечника, а менша частина (***Φ$_S$*** - потік розсіювання) – по повітрю. Величина потоку, що проходить через зразок (***Φ$_2$***), значною мірою залежить від параметрів зразка (магнітної проникності, форми, розмірів, маси), а також величини магнітного опору в місцях «контакту» з полюсами сердечника, що утворять робочу зону активації зразка електромагнітним полем.

Змінний магнітний потік, що пронизує феромагнітний зразок, індукує у матеріалі ЕРС, під дією якої виникають електричні (вихрові) струми I, що протікають по замкнутих контурах, розташованих у

площинах, які перпендикулярні напрямку магнітного потоку (що необхідно враховувати при виборі напрямку орієнтації зразка в робочій зоні щодо полюсів ЕМА). Вихрові струми, що протікають у матеріалі зразка, викликають його нагрівання, величина якого визначається як $I_F^2 r$ (закон Джоуля-Ленца), де I_F - діюче значення вихрових струмів, а r - опір контуру, по якому вони замикаються. Для зразка, виготовленого у вигляді пластини з розмірами довжиною l, шириною h і товщиною d, розташованого щодо магнітного потоку в напрямку l, активна потужність P_F, що перетворюється у тепло вихровими струмами, визначається як [12]:

$$P_F = \frac{4}{3}\gamma k_f^2 d^2 \xi f^2 B_m^2 V = \xi f^2 B_m^2 V \qquad (8)$$

де $\xi = \frac{4}{3}\gamma k_f^2 d^2$ - коефіцієнт, величина якого залежить від коефіцієнта форми зразка k_f , питомої провідності матеріалу зразка γ, товщини перерізу зразка d; f – частота змінного току; B_m - амплітуда індукції (щільність магнітного потоку); $V=hld$ (об’єм зразка). Формула справедлива за умови, що $h >> d$, при цьому втрати на вихрові струми залежать від товщини листа d, частоти f змінного току (як f^2) і амплітуди індукції B_m.

Втрати P_H на перемагнічування зразка (гістерезисні втрати) можна визначити за формулою:

$$P_H = WH'f = \eta f B m n, \qquad (9)$$

де $W_H` = \eta B_m^n$ - втрати на один повний цикл перемагнічування в одиниці об'єму речовини (формула Штейнмеца); η - постійний коефіцієнт, що характеризує речовину зразка, n - показник ступеня, що залежить від амплітуди індукції.

Загальні втрати P_{FH} у зразку складаються із втрат на вихрові струми і перемагнічування, тобто:

$$P_{FH} = P_F + P_H = (\eta f + \xi f^2) B_m^2 V . \qquad (10)$$

На низьких частотах переважають втрати на гістерезис. При високих частотах втрати на вихрові струми стають переважними.

Способи розташування досліджуваних зразків у робочій зоні ЕМА представлені на рис.3. При закріпленні зразка до торців полюсів активатора із притискним зусиллям F (рис. 3, а, б) зразок знаходиться під впливом як електромагнітного поля, так і циклічних механічних напружень, які створюють полюси ЕМА за рахунок магнітострикційного ефекту (що визиває зміну лінійних розмірів магнітопроводу) і вібрації шихтованого заліза в змінному магнітному полі. Цей спосіб розташування і закріплення зразка цікавий тим, що дозволяє досліджувати синергетичний ефект термопроявлення структурних неоднорідностей при одночасній активації зразка різними за фізичною природою енергетичними полями.

На рис. 3, в, г показано варіанти розміщення і переміщення в робочій зоні ЕМА зразків з листового матеріалу (смуга) і труби відповідно.

На рис. 4 показано схему зміни розмірів робочої зони ЕМА за допомогою додаткових елементів магнітопроводу, що переміщуються. При проведенні експериментальних досліджень використовувалися ЕМА інших (оригінальних) конструкцій (рис. 5), які дозволяють розділити тепловтрати електромагнітної енергії в феромагнітних матеріалах на гістерезисні і динамічні (вихоротокові) втрати.

В активаторі, рис.5, електромагнітне поле створюється плоскою індукційною котушкою з феромагнітним сердечником (розміри сердечника 180×180×16 мм^3, магніторушійна сила котушки - 1000÷4000 амперів-витків), яке активує в пластині з феромагнітного матеріалу загальні питомі втрати. Застосування додаткових елементів магнітопроводу дає можливість виділити тепловтрати на гістерезис, які обумовлено проходженням магнітного потоку через зразок, що замикає створений феромагнітний магнітопровід.

В активаторі, рис. 6, електромагнітне поле двох індукційних котушок (магніторушійна сила котушок - 1000÷4000 амперів-витків) активує в зразку з феромагнітного матеріалу (який виконує функцію сердечника індукційних котушок) тепловтрати, які дозволяють реєструвати в робочій зоні ЕМА, що розташована між двома котушками, термопроявлення дефектних структур об’єкта дослідження.

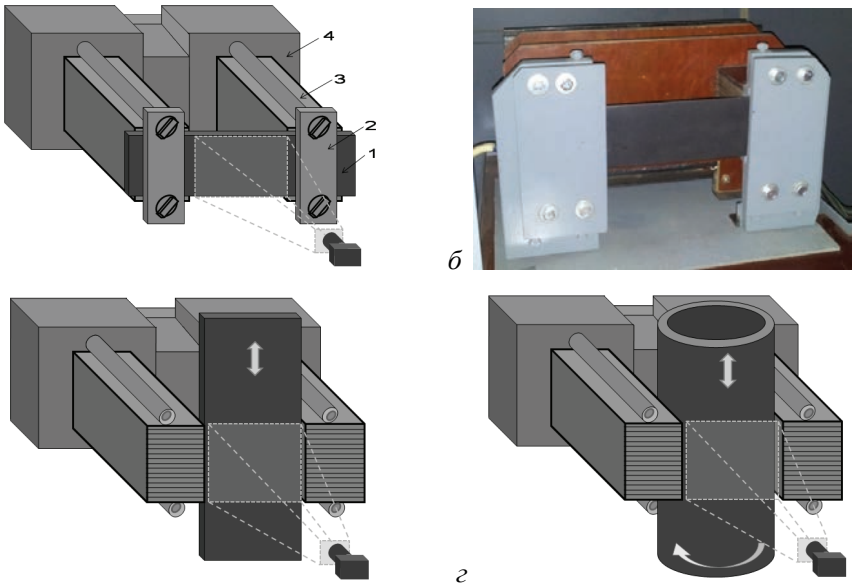
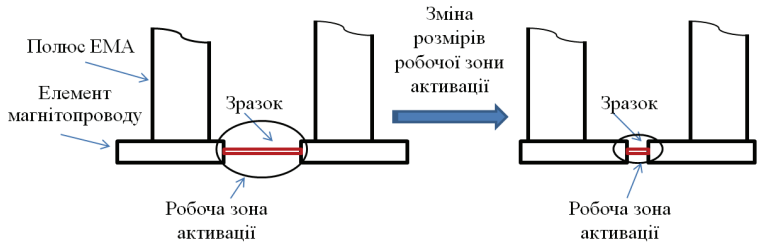
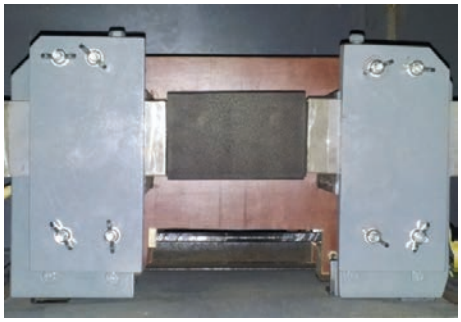


Рис. 3. Способи розташування досліджуваних зразків у робочій зоні ЕМА: *а, б* (фотозображення ЕМА) – зразок контактує з полюсами ЕМА з притискним зусиллям ***F*** (1 - зразок; 2 – притискний пристрій; 3 – полюс ЕМА; 4 – індукційна котушка); *в* - варіант розміщення і переміщення в робочій зоні ЕМА зразка з листового матеріалу; *г* - варіант розміщення і переміщення в робочій зоні ЕМА зразка з труби

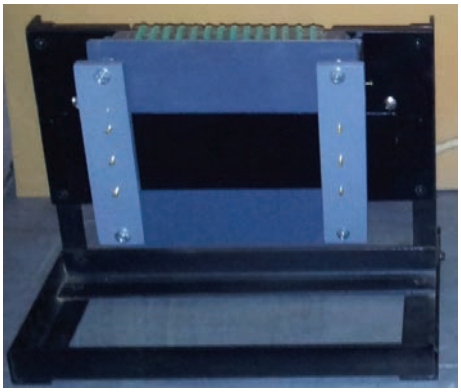


а

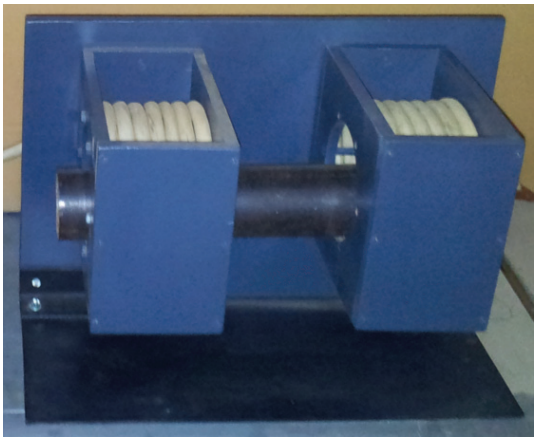


б

Рис. 4. Зміна розмірів робочої зони ЕМА: *а* – схема зміни розмірів робочої зони; *б* – фотозображення зразка в робочій зоні ЕМА з додатковими елементами магнітопроводу



а



б

Рис. 5. Варіанти конструкцій ЕМА: а – активатор з плоскою індукційною котушкою (робоча зона 180×180мм2); б – активатор для циліндричних зразків (труба, пруток, профіль). Максимальний діаметр зразків 90 мм

Особливості термопроявлення дефектних структур при електромагнітній активації феромагнітних матеріалів. Дослідження особливостей термопроявлення дефектних структур в феромагнітних матеріалах проводилися на експериментальному стенді (рис. 1) в ізотермічній камері з вбудованою системою теплозахисних екранів, які захищають об'єкт дослідження від впливу сторонніх джерел ІЧ-випромінювання на формування хибних термоаномалій. Енергетичний режим роботи ЕМА не перевищував 50 % максимальної потужності установки і не був оптимізований для рішення конкретної задачі. У якості ІЧ-камери використовувався тепловізор FLUKE Ti32 (температурне розрізнення 0,045 °С при 30 °С; поле зору 23°×17°; просторове розрізнення 1,25 мрад; мінімальна фокусна відстань 0,15 м; спектральний діапазон ІЧ-випромінювання, що реєструється, 8-14 мкм). Для виміру температури на опорних точках об'єкту обстеження застосовувався інфрачервоний фотопірометр Fluke 576 з роздільною здатністю по температурі до 0,01 °С.

Як приклад, на рис. 6–9 наведені термозображення і термограми експериментів, що демонструють термопроявлення різних видів штучно створених дефектів при активації зразків з феромагнетику в робочій зоні ЕМА. В якості штучно створених дефектів використовувалися циліндричні отвори діаметром 3 – 12 мм в пластині з феромагнітного матеріалу (товщина пластини 1,5 – 6 мм), в які запресовано і зашліфовано діелектричну речовину, сталь, мідь, латунь, графіт та нанесено лакофарбове покриття.

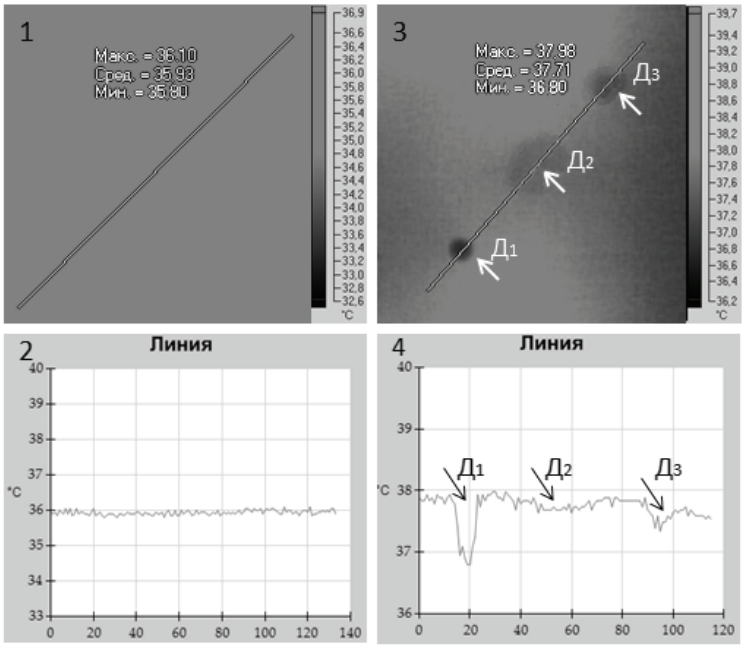
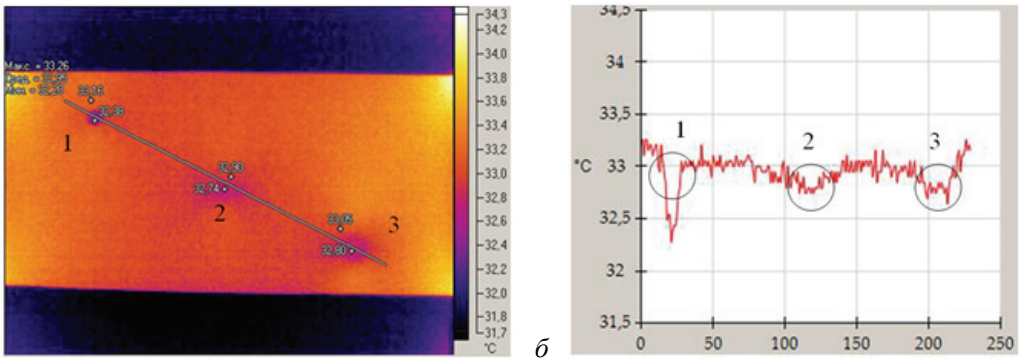


Рис. 6. Термопроявлення штучно створених дефектів у зразку з феромагнетику (пластина 80х70х2мм^3, сталь Ст.30) при активації в ЕМА. 1 і 2 - термозображення і термограма (уздовж лінії, що перетинає місце розташування дефектів) зразка до початку електромагнітної активації; 3 і 4 - термозображення і термограма (уздовж лінії, що перетинає місце розташування дефектів) зразка під час електромагнітної активації

На рис. 6 показано термопроявлення різних видів штучно створених дефектів у зразку з феромагнетику (пластина 80×70×2 мм^3, сталь Ст.30) при активації зразка в робочій зоні ЕМА без контакту з полюсами. Як видно з термограми 4 (див. рис. 6), при електромагнітній активації зразка протягом 11-18 секунд перевищення амплітуди термоаномалій в області дефектів Д1 (графіт), Д2 (мінеральна суміш) і Д3 (сталь) щодо фонової температури досягає значень 1,0-1,2°С, 0,2-0,35°С і 0,4-0,68°С відповідно в залежності від теплофізичних властивостей і розмірів штучно створених дефектів.

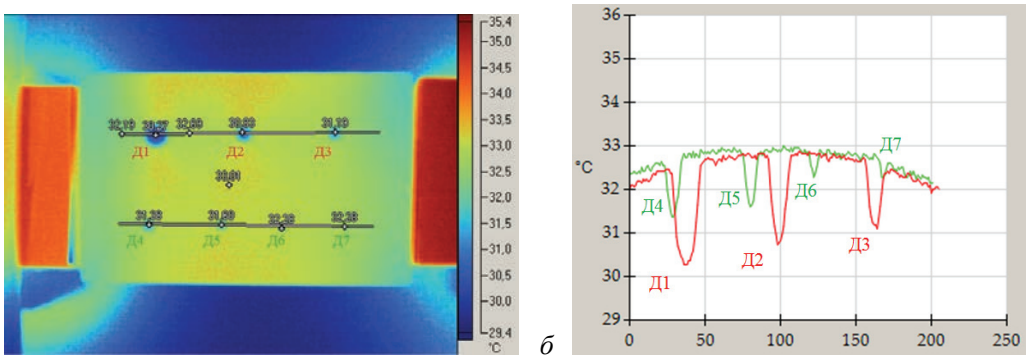
На рис. 7 показано термопроявлення аналогічних дефектів (1 – графіт, ∅ 6 мм; 2 - латунь, ∅ 6 мм; 3 - мідь, ∅ 10 мм) на пластині (300×80×2мм^3, Сталь 30) з нанесеним лакофарбовим покриттям при активації в ЕМА за схемою контакту зразка з полюсами. Амплітуда негативних термоаномалій на дефектах 1, 2 і 3 (рис. 7, б) досягає 0,78-1,0°С, 0,16-0,25°С і 0,25-0,35°С відповідно при активації зразка протягом 9-16 секунд. Значне зниження амплітуди термоаномалій на дефектах з латуні і міді відносно дефекту, який сформовано діелектричною речовиною, пояснюється великою теплопровідністю цих

металів, що значно знижує градієнт температури на межі розподілу феромагнетику і не феромагнітного матеріалу дефекту.

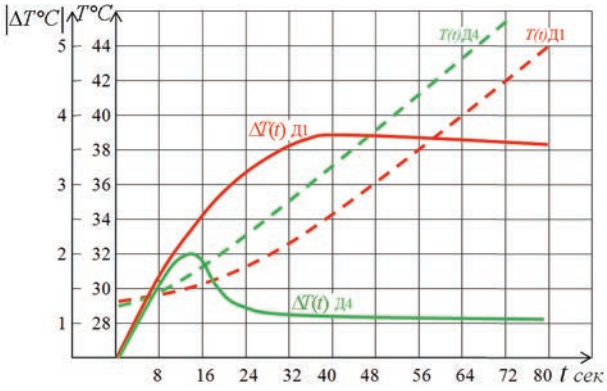


а *б*

Рис. 7. Термопроявлення штучно створених дефектів (зразок - пластина 300×80×2мм^3, Сталь 30) при активації в ЕМА (зразок контактує з полюсами) протягом 9 секунд): 1 (графіт), 2 (латунь), 3 (мідь)



а *б*

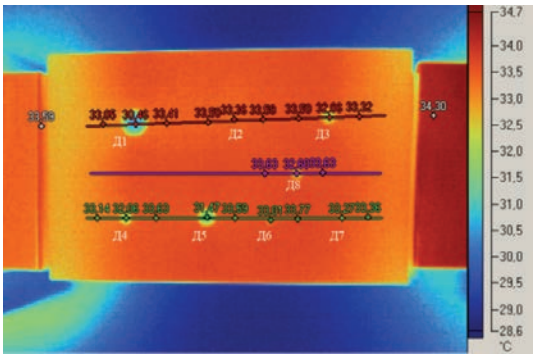


в

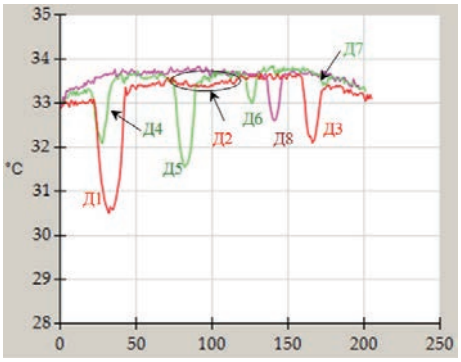
Рис. 8. Термопроявлення дефектів в залежності від їх розмірів: а, б – термозображення і термопрофілі, які перетинають місця розташування дефектів при активації зразка протягом 13 секунд; *д* – графіки динаміки зміни температури на дефектах Д1(∅ 10мм, діелектрик) і Д4(∅ 5мм, діелектрик) при електромагнітній активації зразка

Залежність теплофізичних параметрів термопроявлення дефектів від їх розмірів проілюстровано на рис. 8. Зразок (пластина 130×80×6 мм^3, Сталь 30. Дефекти Д1–Д7 - це циліндричні отвори діаметром 10, 7, 6, 5, 4,5, 3 і 2 мм відповідно, в які запресовано і зашліфовано діелектричну речовину та на поверхню зразка нанесено лакофарбове покриття) активізувався електромагнітним полем протягом 80 секунд за схемою, рис. 4. Як видно із термозображень і термопрофілей, рис. 8*а, б*, амплітуда негативних термоаномалій залежить від розмірів дефектів, які реєструються. Динаміку зміни амплітуди термоаномалії на дефектах Д1(∅ 10мм) і Д4(∅ 5мм) показано на графіках, рис. 8*д*. Для дефекту Д1 амплітуда термоаномалії стабілізується на 36 секунді дії активації і досягає 3,6-3,7°С. Максимальне значення амплітуди термоаномалії на дефекті Д4 досягається на 14 секунді дії активації (2°С) і встановлюється на рівні 1,1°С на 32 секунді дії активації.

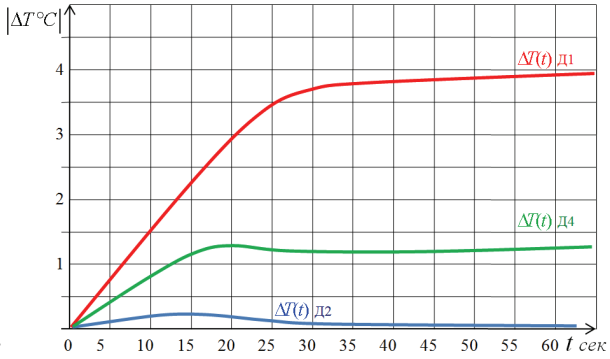
На рис. 9 показано термопроявлення дефектів на зразку (пластина 130×80×2 мм^3, Сталь 30), товщина якого у два рази менша за товщину зразка, який розглянуто вище (рис. 8), а умови електромагнітної активації однакові. Циліндричні отвори дефектів Д1, Д3-Д8 (діаметром 10, 6, 5, 7, 3, 2 і 5 мм відповідно) заповнені діелектричною речовиною, дефект Д2 (діаметр 6 мм) – сталлю У7. Як видно із термозображень (рис. 9, *в, г*) дефект, який сформований феромагнітним матеріалом (сталь У7) має значно меншу амплітуду термопроявлення, ніж діелектричні дефекти.



а



б



в

Рис. 9. Термопроявлення дефектів на пластині 130×80×2 мм^3, Сталь 30: а, б –термозображення і термопрофілі, які перетинають місця розташування дефектів, при активації зразка протягом 19 секунд; д – графіки динаміки зміни температури на дефектах Д1(∅ 10мм, діелектрик), Д2(∅ 6 мм, сталь У7) і Д4(∅ 5мм, діелектрик) при електромагнітній активації зразка

Динаміку зміни амплітуд термоаномалій на дефектах Д1(∅ 10мм, діелектрик), Д2(∅ 5мм, сталь У7) і Д4(∅ 5мм, діелектрик) показано на графіках, рис.19*д*. Для дефекту Д1 амплітуда термоаномалії стабілізується на 32 секунді дії активації і досягає (3,7 – 3,9) °С. Максимальне значення амплітуди термоаномалії на дефекті Д4 досягається на 20 секунді дії активації (1,3°С) і встановлюється на рівні 1,2–1,25°С на 25 секунді дії активації. На дефекті Д2 максимальне значення амплітуди термоаномалії досягається на 15 секунді дії активації (0,22°С) і стабілізується на 35 секунді на рівні 0,12°С (практично на рівні чутливості тепловізора). Досить малий рівень амплітуди термопроявлення «феромагнітного дефекту» (відносно діелектричного) можна пояснити як впливом на процес формування температурної аномалії високої теплопровідності матеріалу дефекту, так і «підігрівом» дефекту за рахунок втрат електромагнітної енергії на гістерезис. Очевидно, що в даному випадку питомі втрати на гістерезис у матеріалі штучно виготовленого дефекту становлять меншу величину, ніж на феромагнітному зразку, тому температура дефекту нижча за температуру зразка, що і є причиною формування негативної термоаномалії. Штучно створений «феромагнітний дефект» можна розглядати як імітацію дефекту структурної неоднорідності феромагнітного матеріалу, який (як свідчить експеримент) можна виявити засобами термографічного контролю при електромагнітній активації зразка.

Висновки

1. Основу розглянутого методу активного термографічного контролю складають принципи візуалізації температурних полів, що збуджуються на неоднорідностях феромагнітного матеріалу і

відображують внутрішню структуру (наявність дефектів) об`єктів контролю за рахунок перетворення частини електромагнітної енергії в теплоту.

2. Втрати електромагнітної енергії на тепло обумовлені процесами перемагнічування (гістерезисні втрати) і втратами на вихрові струми (динамічні втрати). Механізм виникнення таких втрат пов'язаний зі зміною магнітної індукції за рахунок руху доменних стінок під дією магнітного поля і залежить від структурної неоднорідності матеріалу.

3. Виникнення в матеріалі будь-яких типів дислокацій веде до зростання питомого електричного опору, а їхнє зменшення - знижує питомий електричний опір. На величину і напрямок вихрових струмів у металі впливають його питомий електричний опір, частота електричного струму, магнітна проникність і конструкційні особливості зразка а також його розташування відносно напрямку магнітного потоку.

4. Використання електромагнітної енергії для активації термопроявлення дефектів у тепловому полі істотно підвищує ефективність використання термографічного методу для виявлення дефектів на ранній стадії їхнього виникнення. Метод дозволяє виявляти структури з підвищеною щільністю дислокацій, робити оцінку структурних змін, що відбуваються в конструкційних матеріалах у результаті, наприклад, термічних і деформаційних навантажень.

5. Експериментальні дослідження, проведені із застосуванням електрофізичної установки підтверджують, що через дисипацію електромагнітної енергії на структурних неоднорідностях (міжфазних і міжзеренних границях, зонах концентрації напружень, мікротріщинах і порах) формуються термоаномалії, які відтворюють картину просторового розподілу теплової енергії згідно з особливостями термопроявлення дефектної структури, стрибками теплофізичних параметрів, показників щільності і пружності матеріалів.

6. Розроблене у процесі виконання наукових досліджень експериментальне обладнання і методологія його застосування мають самостійне значення і можуть використовуватися при лабораторних дослідженнях як активний термографічний метод неруйнівного контролю (дефектоскопії) феромагнітних конструкційних матеріалів із застосуванням електромагнітної активації.

1. *Вавилов В.П.* Инфракрасная термография и тепловой контроль / В.П. Вавилов. - М.: ИД Спектр, 2009. – 544 с.
2. *Vrana J.* Mechanisms and models for crack detection with induction thermography / J. Vrana, M. Goldammer, J. Baumann, M. Rothenfusser and W. Arnold // Review of Quantitative Nondestructive Evaluation. -2008.- Vol. 27. –P.475-482.
3. *Mukhopadhyay S.C.* A review of material properties estimation using eddy current testing and capacitor imaging mohd. amri yunus/ S.C. Mukhopadhyay and G. Sen Gupta // Sensors & Transducers Journal/ - Vol. 100. - Issue 1. - January 2009. -P. 92-115.
4. *Ландау Л.Д.* Электродинамика сплошных сред Теоретическая физика. - Изд. 2-е, пер. и доп. Е.М. Лифшицем и Л.П. Питаевским / Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц. - М.: Наука. - 1982. - Т. VIII. - 621 с.
5. *Hubert A.* Magnetic domains: the analysis of magnetic microstructures / A. Hubert, R. Schäfer. – Springer. - 1998. - 696 p.
6. *Вонсовский С.В.* Магнетизм / С. В. Вонсовский. - М.: Наука,. –1984. - 208 с.
7. *Тимофеев И.А.* Удельные потери в ферромагнетике / И.А. Тимофеев // Современные проблемы науки и образования. - 2007. - № 6 - С. 136-142.
8. *Rosakis P., Rosakis A.J., Ravichandran G., Hodowany J.* A thermodynamic internal variable model for the partition of plastic work into heat and stored energy in metals // J. Mech. And Phys. Solids. 2000. № 48. P.581-607.
9. *De Lacheisserie, É. Magnetism*: Fundamentals / É. De Lacheisserie, D. Gignoux, M. Schlenker. - Springer, 2005. - V.1. - 507 p
10. *Maugin G.* The Thermomechanics of Plasticity and Fracture / G. Maugin. - Cambridge: Cambridge University Press, 1992. - 350 p.
11. *Хуберт А.* Теория доменных стенок в упорядоченных средах / А. Хуберт. – М.: Мир, 1977. – 306 с.
12. *Тикадзуми С.* Физика ферромагнетизма. Магнитные характеристики и практические применения / С. Тикадзуми; пер. с япон. – М.: Мир, 1987.–497 с.
13. *Базалєєв М.І.* Термографічний контроль структурних порушень в феромагнітних матеріалах при активації електромагнітним полем / М.І. Базалєєв, В.В. Брюховецький, В.Ф. Клепіков, В.В. Литвиненко // Компрессорное и энергетическое машиностроение.-2014. - № 3(37). – С. 13-17.

ПРОЕКТ 4.12

Оцінка пошкоджуваності теплостійких сталей при довготривалій експлуатації

УДК 620.173.15/179.119

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ДЕГРАДАЦІЇ СТАЛІ 10ГН2МФА ПРИ ЖОРСТКОМУ ЦИКЛІЧНОМУ НАВАНТАЖЕННІ

Ф.Ф. ГІГІНЯК, В.П. ЛАМАШЕВСЬКИЙ, О.М. МАСЛО, А.А. КОТЛЯРЕНКО
(Ін-т проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України)

Наведено експериментальні дані з характеристик розвитку деградації теплостійкої сталі 10ГН2МФА, підданої циклічній пластичній деформації за межами умовної границі текучості. Для цього проведена серія експериментів при циклічному жорсткому одновісному навантаженні розтягом-стиском із коефіцієнтом асиметрії циклу $R=\sigma_{max}/\sigma_{min}=-1$ з різним рівнем деформації циклу, де оцінювалось погіршення коефіцієнта гомогенності матеріалу при зростанні кількості циклів навантаження. Задача розглядалася для визначення характеристик параметрів, включених в рівняння стану з вірогідним ізотропним пошкодженням. Визначені параметри матеріалу є основними величинами для обґрунтування прогнозування його довговічності при циклічному навантаженні.

Вступ. В останні роки механіка, завдяки концепціям, які були сформульовані Качановим Л.М. [1] та Работновим Ю.М. [2], значний розвиток отримала механіка континуальних пошкоджень. Накопичення пошкоджень розглядається як процес поступової деградації матеріалу, який, однак, не ідентичний незворотній пластичній деформації. Дефекти, що виникають в металевих матеріалах у процесі виготовлення та експлуатації машин і апаратів відповідають накопиченню та локалізації дислокацій, їм властива більш сильна незворотність в порівняні з пластичною деформацією. Крім того більшість квазікрихких матеріалів деформуються за рахунок накопичення пошкоджень.. У зв'язку з цим особливо актуальними стають питання розробки фізично обґрунтованих критеріїв граничного стану матеріалу на основі аналізу реальних мікро механізмів пластичної текучості та руйнування з урахуванням сучасних уявлень про ці процеси і нових методичних можливостей.

На початок XXI ст. у нашій країні накопичено певний експериментальний матеріал з оцінки пошкодження конструкційних металічних матеріалів різних класів у широкому діапазоні умов експлуатації [3-7]. Більшість цих досліджень присвячені оцінкам пошкодження метала в умовах одноразового, м'якого повторно-статичного та пульсуючого навантажень.

Нижче викладені результати експериментальних досліджень закономірностей кінетики накопичення пошкоджень теплостійкої сталі 10ГН2МФА в умовах жорсткого знакоперемінного ($R=-1$) малоциклового навантаження, яке має свої особливості процесу деформування..

У цьому випадку, коли заданою є траєкторія деформування, що створює певні складнощі, пов'язані з обертанням рівняння стану. Цю проблему можна подолати, якщо при формулюванні теорії перейти від простору напружень у простір деформацій, тобто використати умови течії. Тоді у відповідності до [8-15] маємо:

$$E\left(\gamma_0, \alpha_{ij}\right) \geq \langle \dot{\varepsilon}_{ij} \rangle \alpha_{ij} \qquad (1)$$

де γ_0 – початкова локальна деформація зсуву; α_{ij} – направляючий девіатор, що фіксує направлення у девіаторному просторі; $\dot{\varepsilon}_{ij}$ – швидкість деформацій; знаки < та > – осереднені величини. При цьому використовуються основні гіпотези робіт [8, 10], згідно яких локальні поверхні течії плоскі, при активному навантаженні вони поступово переміщуються, а пластичні деформації направлені по нормалі до плоских поверхонь течії. Разом з тим, у відповідності з [10] приймається, що вказані процеси відбуваються у тих напрямках E, α_{ij}, Ω, де має місце активне мікропластичне деформування. Використовується гіпотеза, що

© Ф.Ф. ГІГІНЯК, В.П. ЛАМАШЕВСЬКИЙ, О.М. МАСЛО, А.А. КОТЛЯРЕНКО, 2015

всі вище згадані процеси впливають на мікропластичні деформації інших мікрочастин метала.

Рівняння (1), згідно [8], є основним рівнянням теорії мікродеформацій при жорсткому навантаженні, яке застосовується для визначення інтенсивності швидкості мікропластичних деформацій:

$$\dot{\varepsilon}_p\left(\gamma_0, \alpha_{ij}\right) \tag{2}$$

при відомих функції (2) та області і множин направлень активного мікропластичного деформування Ω.

Згідно із загальними принципами побудови теорії пластичності [10], слід:

1- сформулювати локальний закон пластичної течії, який повинен вміщувати наступні параметри матеріалу – границю течії та поле дотичних мікро напружень і мікродеформацій;

2- задати спільну функцію вказаних вище параметрів, що визначаються експериментально;

3- прийняти справедливість узагальнених співвідношень Кронекера [8], які пов'язують між собою відхилення напружень і деформацій, що дозволить зв'язати локальні закони пластичного деформування з макропластичними законами деформування.

В умовах жорсткого знакоперемінного ($R=-1$) циклічного деформування для оцінки загальної картини пластичного деформування метала, коли величини амплітуди деформацій ε_a достатньо великі (у наших дослідженнях ε_a>0,3 %), особливо важливо поряд з процесами макродеформації враховувати [8] мікродеформації, що виникають у металі при його пружно-пластичному деформуванні. Поява мікродеформацій обумовлена мікроскопічною неоднорідністю пружних і пластичних властивостей полікристалітів, та недосконалістю у структурі окремих кристалів. При цьому береться до уваги, що напруження та деформації осереднені у межах елементарного об'єму, який містить у собі достатньо велику кількість кристалічних зерен. У відповідності з теорією течії картина пластичного деформування припускає встановлення залежності між осередненими напруженнями і осередненими деформаціями. При цьому, відповідно [10], враховується мікропластична неоднорідність мікродеформацій та мікронапружень, тому що робота яка виконується самоврівноваженими мікронапруженнями при відповідних їм мікродеформаціях зрівнянна з роботою осереднених напружень при осереднених деформаціях. У однорідно деформованому пружно-пластичному тілі після зняття навантаження залишаються поле пружних деформацій та відповідне йому поле залишкових напружень, поява яких пояснюється мікроскопічною неоднорідністю механічних властивостей. До сказаного слід додати, що при однорідності полів макронапружень і макродеформацій при навантажених за границею текучості однозначно виникають не тільки пружні, а й пластичні неоднорідні деформації, на які витрачається робота, порівняна з роботою, витраченою на залишкові пружні мікродеформації. В цілому, на самозрівноважування міро напружень та відповідних їм мікродеформацій витрачається 10-15 % від загального об'єму роботи, затраченої на пластичне деформування [10].

Потрібно також враховувати, що при пластичному деформуванні кожне зерно поводить себе як статично невизначена система. При цьому локальні внутрішньо зернові зсуви при цьому супроводжуються появою пружної взаємодії у суміжних ділянках зерна та виникненням пружної взаємодії у суміжних ділянках з іншими зернами. Таки чином виникає зміцнення, обумовлене пружними мікро напруженнями у зв'язку з нерівномірністю пластичної деформації на внутрішньо зерновому рівні. Ці напруження створюють ефект підвищення опору матеріала макро пластичному зсуву, а при зміні навантаження силами протилежного знака проявляються у вигляді зниження опору матеріла такому пластичному деформуванню. Вказане пластичне знеміцнення при зміні напрямку навантаження називається ефектом Баушингера.

Додатково також слід відзначити, що, при знакозмінному навантаженні, як показали експериментальні дослідження [8-14,16], обов'язково виникає релаксація напружень.

Підкреслимо, що будь-яка пластична деформація, якою б малою вона не була, незалежно від її знаку, супроводжується [8] залишковим збільшенням об'єму тіла, іншими словами пластичним розпушуванням, що свідчить про пошкодження (зміну) структури (поява мікропор, мікротріщин та ін.). При цьому, як вказано у [8, 15], залишкова зміна об'єму тіла пропорційна сумарній площі всіх петель гістерезісу, що зафіксовані на діаграмі «напруження – деформація».

Враховуючи викладене вище, можна вважати , що при жорсткому симетричному циклічному деформуванні відбуваються подібні процеси. При цьому на перших циклах навантаження (до 10 циклів)

має місце інтенсивне накопичення пластичних деформацій (осереднених), чітко проявляється зміна гомогенності метала зразка. При продовженні циклічного навантаження і стабільній амплітуді циклу ε_a спостерігається стабілізація процесу накопичення пошкоджень метала, яка характеризується незначними коливаннями величини відносного коефіцієнта гомогенності навколо його середнього значення

$$m_{відн.}=m_i / m_{вихід.}, \quad (3)$$

де m_i – значення коефіцієнта гомогенності, що отримані на основі обробки вимірів твердості метала зразка після нормованої кількості циклів навантаження; $m_{вихід.}$ – величина коефіцієнта гомогенності метала у вихідному стані.

Можна припустити, що процес накопичення пластичних мікро деформацій на цій стадії циклічного деформування також буде розвиватись, але його інтенсивність надзвичайно незначна і залежить від рівня амплітуди деформації циклу ε_a.

У подальшому, коли в процесі циклічного деформування проявляється ефект релаксації напружень, що умовно можна прийняти за початок руйнування метала зразка, на робочій поверхні зразка з'являються тріщини (у наших дослідах тріщина довжиною не більше 1мм), накопичений об’єм мікро пластичних деформацій (зміна петлі гістерезіса) приводить до стабільного поступового зменшення величин відносного коефіцієнта гомогенності $m_{відн}$, що чітко простежується при аналізі експериментальних даних.

Деградація сталі 10ГН2МФА при симетричному знакозмінному жорсткому циклічному навантаженні. Для аналізу кінетики накопичення пошкоджень при вказаних вище умовах навантаження використовувався метод LM-твердості [17], в якому в якості параметра пошкоджуваності брався відносний коефіцієнт гомогенності $m_{відн.}$, який після певної кількості циклів навантаження зразка визначався по (3).

Для цих циклів на основі отриманих діаграм деформування (рис. 1) визначалися параметри петлі гістерезису: максимальні та мінімальні амплітудні значення напружень σ_a; циклічні границі текучості $\sigma_{0,2p}$ та $\sigma_{0,2c}$ (при розтягуючому та стискаючому осьовому навантаженні, відповідно); ширина петлі гістерезису в розвантаженому стані ($\sigma=0$); площа петлі гістерезису; циклічні модулі пружності при розтязі E_p та стиску E_c.

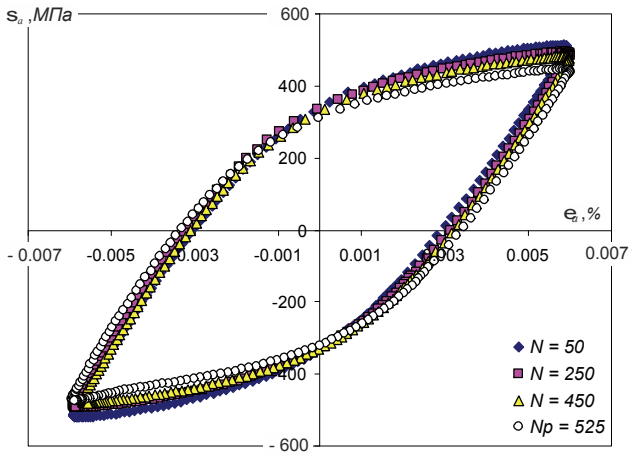


Рис. 1. Діаграми циклічного деформування зразків із сталі 10ГН2МФА: ε_a = 0,6 % , f = 0,03 Гц

Для проведення досліджень використовували суцільні циліндричні зразки (рис. 2), які випробували в умовах жорсткого симетричного ($R=-1$) циклічного одноосьового навантаження з амплітудами деформації ε_a у діапазоні 0,35…0,6 % при частотах навантаження 0,2 Гц. та 0,03 Гц.

Параметри пошкоджуваності фіксувалися для певних номерів циклів. З початком стабілізації петлі гістерезису виміри параметрів пошкодження проводилися рідше. За критерій граничного стану металу приймали момент появи на робочій поверхні зразка тріщини довжиною біля 1мм, або зменшення амплітудного значення напружень.

Для циклічного деформування зразків використовувало сервогідравлічну машину BISS-100.

На рис. 3 і 4 представлені експериментальні графіки залежності відносного коефіцієнта гомогенності від амплітуди циклу та напрацьованої до руйнування кількості циклів в умовах жорсткого симетричного одноосьового навантаження.

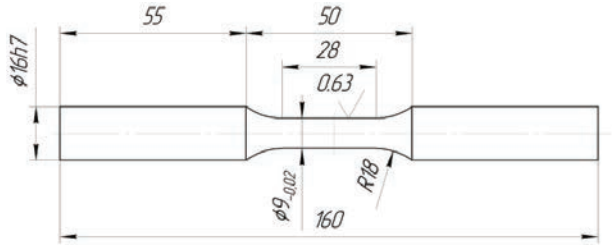


Рис. 2. Зразок для випробувань на малоциклову втому при одновісному осесиметричному навантаженні

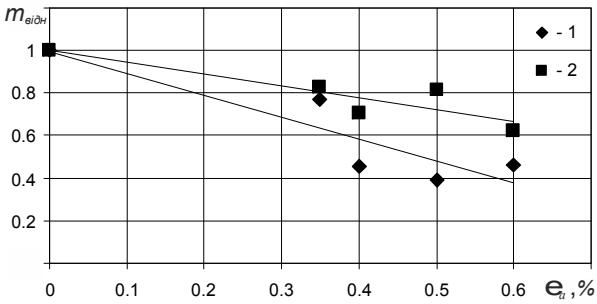


Рис. 3. Залежність відносного коефіцієнта гомогенності сталі 10ГН2МФА від амплітуди циклу в умовах жорсткого симетричного одноосьового навантаження при 20 °С з різними частотами навантаження: 1) f = 0,03 Гц, 2) f = = 0,2 Гц

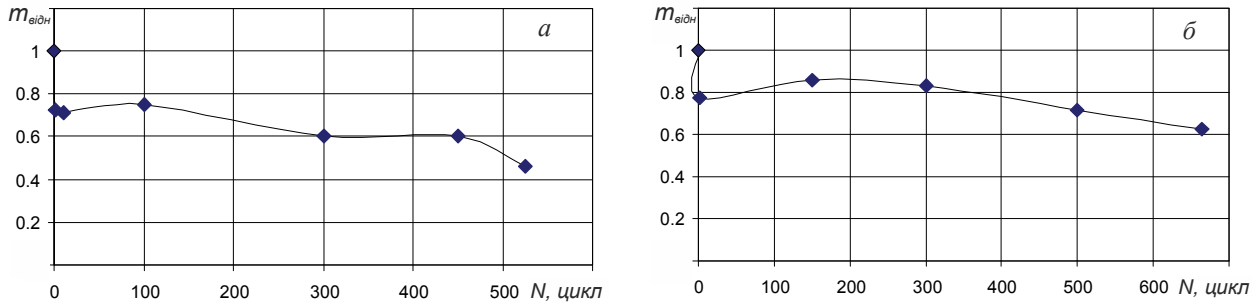


Рис. 4. Залежність відносного коефіцієнта гомогенності сталі 10ГН2МФА від напрацьованої до руйнування кількості циклів при жорсткому симетричному одноосьовому навантаженні в умовах εа=0,6 %, 20 °С з різними частотами навантаження: а) f = 0,03 Гц, б) f = 0,2 Гц

Як видно з приведених даних, збільшення частоти навантаження у дослідженому діапазоні амплітуд циклу призводить до уповільнення темпу накопичення пошкоджень метала. Це, очевидно, пов’язано зі зміною локалізації спотворень кристалічної решітки при різних частотах або амплітудах циклу та релаксацією напружень, що обумовлює зменшення опору пластичній деформації при більш низькій частоті або більш високій амплітуді циклу жорсткого циклічного навантаження. Вказане явище детально розглянуто у [18, 20].

Таким чином, при частоті 0,03 Гц (рис. 3, а) релаксація пікових напружень у зв’язку зі зміною напрямку деформування у кожному циклі навантаження встигає розвинутись більш повно, чим при частоті 0,2 Гц з однаковою для обох частот амплітудою циклу. Вказаний процес фіксувався в наших експериментах інтенсивним зменшенням величин $m_{відн}$ у процесі циклічного навантаження при більш низькій частоті. В кінцевому результаті маємо меншу кількість циклів до руйнування зразка при меншій частоті навантаження для однакових величин амплітуди циклу реалізованих частот. Подібний характер зміни кінетики пошкоджень метала у залежності від частоти та амплітуди навантаження різних матеріалів відмічено у роботах [20, 21].

Ці міркування про вплив частоти та величини амплітуди навантаження на характер розвитку пошкоджень, що фіксуються за результатами достатньо простих та доступних експериментів, можуть бути використані для подальшої модернізації методів оцінки довговічності високонавантажених елементів конструкцій, у тому числі конструкцій атомної енергетики.

Результати експериментальних досліджень щодо впливу пошкоджень метала у процесі жорсткого симетричного циклічного навантаження на характер змін параметрів циклічного деформування (циклічні границі текучості, деградовані модулі пружності, зміни геометрії петлі гістерезису) представлені, як приклад, на рис. 5.

При аналізі цих результатів необхідно враховувати, що експериментальні дані щодо оцінки пошкодження метала, отримані за методом LM-твердості є інтегральними характеристиками процесу знакозмінного симетричного навантаження за повний цикл деформування і не дозволяють встановити особливості накопичення пошкоджень окремо в кожному півциклі.

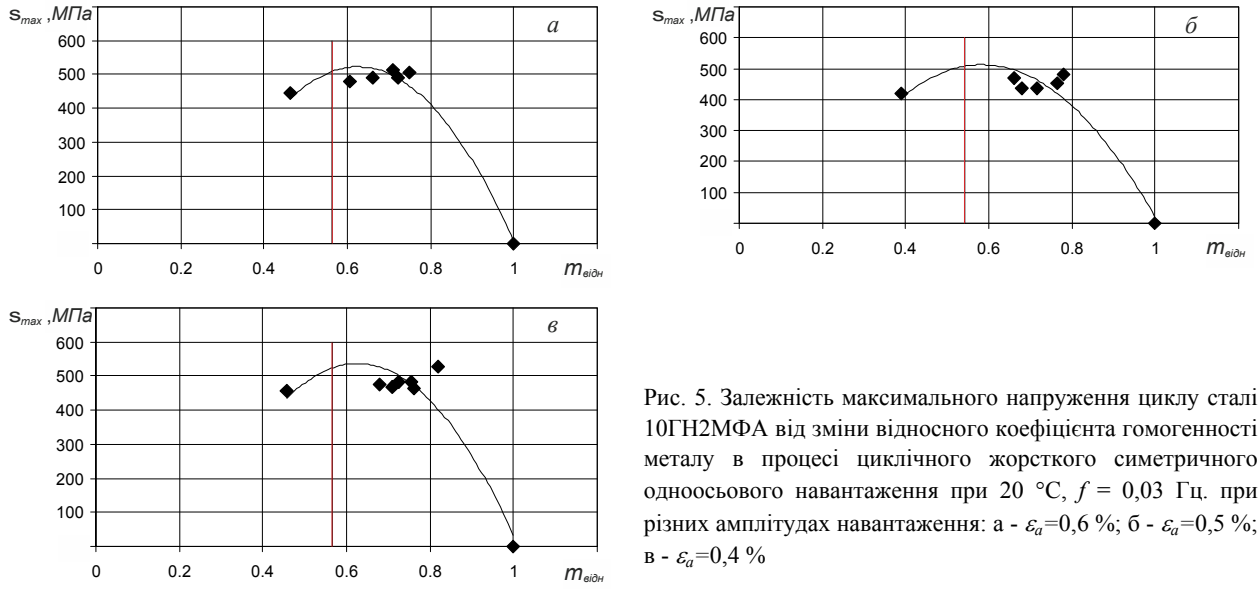


Рис. 5. Залежність максимального напруження циклу сталі 10ГН2МФА від зміни відносного коефіцієнта гомогенності металу в процесі циклічного жорсткого симетричного одноосьового навантаження при 20 °С, f = 0,03 Гц. при різних амплітудах навантаження: а - ε_a=0,6 %; б - ε_a=0,5 %; в - ε_a=0,4 %

Взаємозвя’зок між характеристиками механічних властивостей дослідженої сталі та параметром пошкодження металу у процесі циклічного навантаження задовільно описується функцією виду

$$y = -Am^2 + Bm + C \qquad (4)$$

Як приклад, на рис. 5 показана залежність максимальних значень σ_{max} амплітуди циклічного навантаження від відносного коефіцієнта гомогенності.

Значення коефіцієнтів цього рівняння для металу, що випробовувався, представлені в табл. 1.

Таблиця 1. Значення коефіцієнтів рівняння (4) для визначення характеристик механічних властивостей сталі 10ГН2МФА при циклічному навантаженні; частота f=0,03 Гц

ε_a, %	Механічні властивості (у)	*A*	*B*	*C*	R^2–достовірність апроксимації
0,4	E_p	-2658,9	3886,9	-1226	0,9769
	E_c	-2976,5	4443,6	-1465,6	0,9849
	$\sigma_{0,2цр}$	-5967,8	8885,2	-2915,2	0,9934
	$\sigma_{0,2цс}$	-2463,9	2955,9	-468,97	0,9115
	σ_{max}	-3603,4	4512,2	-875,55	0,8921
	σ_{min}	-3433,9	4210	-767,55	0,8921
0,5	E_p	-1147,9	1316,7	-161,42	0,9507
	E_c	-1054,8	1223,1	-160,04	0,928
	$\sigma_{0,2цр}$	-2288,0	2594,7	-292,88	0,9548
	$\sigma_{0,2цс}$	02238,6	2582,2	-328,49	0,9459
	σ_{max}	-2839,4	3312,9	-453,31	0,933
	σ_{min}	-2739,5	3096,2	-341,27	0,9493
0,6	E_p	-1267,5	1542,7	-272,25	0,9818
	E_c	-1186,5	1437,7	-248,16	0,9743
	$\sigma_{0,2цр}$	-2717,7	3337,7	-613,96	0,9826
	$\sigma_{0,2цс}$	-2476,4	2998,2	-515,69	0,9777
	σ_{max}	-3370,1	4130,7	-727,43	0,9649
	σ_{min}	-3650,5	4560,6	-901,56	0,9774

Представлені на рис. 5 дані дозволяють чітко описати кінетику пошкодження при циклічному жорсткому знакозмінному деформуванні, яка складається з трьох стадій. Перша характеризується інтенсивною зміною величини відносного коефіцієнта гомогенності після першого циклу деформування (першого циклу фіксації петлі гістерезису); друга – стабілізацією значень $m_{відн}$, якому відповідає стабільна петля гістерезису, яка сприймається як рівновісний стан деформування металу; третя – втратою

рівновісного стану, що проявляється у зменшенні величини відносного коефіцієнта гомогенності, починаючи з $m_{відн} = 0{,}54…0{,}56$.

Це відповідає появі на робочій поверхні зразка тріщин довжиною біля 1мм, або зменшенню величини максимального напруження циклу. Подальше циклічне навантаження призводить до розвитку тріщин втоми та завершується руйнуванням, що носить квазістатичний характер (рис. 6). Вказані вище значення $m_{відн.}$, що позначені на рисунках червоною лінією, характерні для всіх реалізованих у наших дослідах значень амплітуд деформацій ε_a циклів при частоті навантаження 0,03 Гц.

Рис. 6. Поверхня руйнування зразка сталі 10ГН2МФА після жорсткого симетричного одноосьового циклічного навантаження в умовах: $f = 0{,}03$ Гц, $\varepsilon_a = 0{,}4$ % , $T = 20$ °С

Можна стверджувати, що для оцінки пошкодження метала при жорсткому симетричному одноосьовому циклічному деформуванні з частотою f=0,03 Гц. і достатньо великих значеннях амплітуди циклу (більше ε_a=0,35 %) в якості критичних значень $m_{відн}$ можуть бути використані вказані вище значення відносного коефіцієнта гомогенності.

Стосовно критичних значень $m_{відн}$ при частоті циклічного деформування 0,2 Гц за отриманими нами результатами, вважаємо, говорити зарано. Потрібно накопичити більшу кількість експериментальних даних.

Прогнозування довговічності теплостійкої сталі при циклічному навантаженні з урахуванням пошкодження метала. Для оцінки довговічності теплостійких сталей в складних умовах циклічного навантаження, як показано в [21-23], перспективними слід визнати деформаційно-кінетичні критерії. При цьому в якості вихідних даних необхідно мати величини граничних деформацій та оцінити кінетику досягнення цих деформацій.

Отримання зазначеної інформації вимагає проведення великого обсягу експериментів в заданих умовах навантаження, визначення напружень переходу від втомного руйнування до квазістатичного, встановлення залежності швидкості деформації від рівня σ_{max} циклу навантаження. Всі ці процедури істотно ускладнюються для отримання необхідних розрахункових даних в умовах складного напруженого стану. Відзначимо також, що більшість розроблених на сьогодні критеріїв не дозволяють враховувати в явному вигляді пошкоджуваність металу при навантаженні елементів конструкцій в умовах експлуатації.

На основі наших досліджень при вирішенні зазначеної проблеми в умовах м’якого навантаження можуть бути корисними дослідження умов втрати стійкості розвитку пластичного деформування при заданому виді напруженого стану з використанням пружно-в’язкопластичної моделі [7, 19, 20-22], в якій для оцінки довговічності металу використовується критерій виду

$$N_b \dot{\varepsilon}_{\min} = C_i' \tag{4}$$

де C_i' – стала при заданих температурі та виді напруженого стану; $\dot{\varepsilon}_{\min}$ – мінімальна швидкість деформації повзучості; N_b – кількість циклів до руйнування.

При цьому, виходимо з аналогії процесів повзучості і закономірностей деформування в умовах одноразового та ступеневого(статичного і циклічного) навантажень.

Прийнявши зазначену аналогію, приходимо до висновку про те, що рівноважну стадію повзучості можна прийняти адекватною втраті стійкості процесу пластичного деформування.

Як встановлено раніше [23-25], довговічність в умовах жорсткого знакозмінного навантаження краще всього виражати через пластичну деформацію рівнянням, яке запропоновано [24] у вигляді

$$N^{1/2}\Delta\varepsilon_p = C\,, \tag{5}$$

де N – довговічність; $\Delta\varepsilon_p$ – амплітуда пластичних деформацій за цикл; С – стала.

При цьому параметр C визначається з дослідів на одновісне розтягування, де $\Delta\varepsilon_p$ дорівнює пластичній деформації руйнуванн ε_f при N=1/4 циклу навантаження, тобто в цьому випадку C= ε_f /2.

Разом з тим неспівпадіння теоретичних розрахунків (5) з даними експерименту потребувало подальшого вдосконалення розрахункових рівнянь, особливо для умов жорсткого навантаження.

В нашій роботі, у якості прикладу, використано один із варіантів модернізованого [26] рівняння(5) у вигляді

$$N^{1/2}\Delta\varepsilon_p = \varepsilon_f \Big/ \sqrt{2} \tag{6}$$

Перевірка розрахунків довговічності за (6) показала достатню для інженерної практики точність, про що свідчать дані рис.7 і рис. 8.

Отримані результати в координатах «$\varepsilon_a - N_b$» та «$\sigma_a - N_b$» описуються залежностями:

$$\varepsilon_a N_b^k = C\,, \tag{7}$$

$$\sigma_a = A + B\lg N_b\,. \tag{8}$$

Коефіцієнти вказаних рівнянь та значення коефіцієнтів кореляції представлені в табл. 2.

Таблиця 2. Значення коефіцієнтів рівнянь апроксимації експериментальних даних для різних значень частоти навантаження та коефіцієнтів кореляції R^2

Залежність	Частота, Гц	*k*	*C*	*A*	*B*	R^2
$\varepsilon_a \cdot N_p^k = C$	0,03	0,1683	5,1815	–	–	0,983
	0,2	0,1551	4,8710	–	–	0,968
$\sigma_a = A + B \cdot \ln N_p$	0,03	–	–	588,66	-18,857	0,9146
	0,2	–	–	519,1	-12,064	0,5726

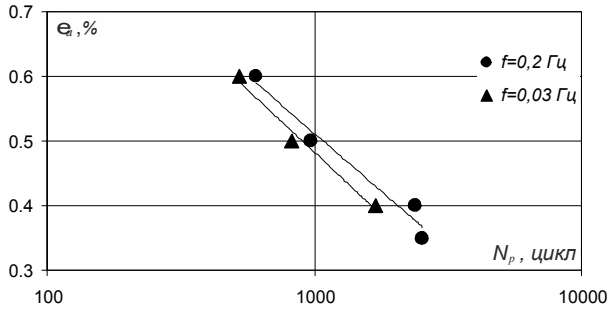


Рис. 7. Залежність циклічної довговічності сталі 10ГН2МФА від пластичної деформації за цикл при різних частотах навантаження

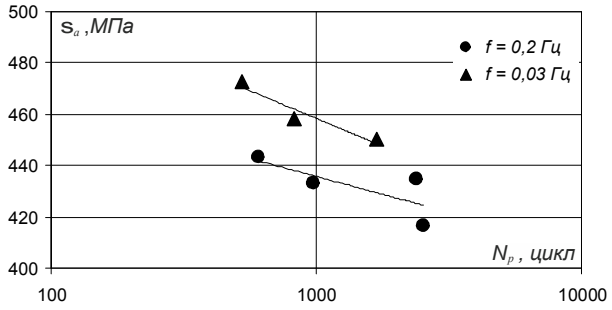


Рис. 8. Залежність циклічної довговічності сталі 10ГН2МФА від амплітуди напружень циклу при різних частотах навантаження

Представлені вище результати досліджень важливі, але не дозволяють оцінити вплив пошкоджень метала у процесі жорсткого циклічного навантаження, коли в рівнянні стану необхідно перейти від простору напружень до простору деформацій. Це окрема серйозна і достатньо велика за об'ємом робота. У кінцевому результаті необхідно, щоб при всіх необхідних математичних перетвореннях визначальне співвідношення у вказаній трактовці теорії мікродеформацій було представлене у вигляді, яке розв'язується відносно швидкості зміни напружень.

У зв'язку з викладеним вище, на основі аналізу результатів експериментальних досліджень пропонується модернізація методики оцінки довговічності теплостійкої сталі 10ГН2МФА при жорсткому одноосьовому симетричному (R=-1) циклічному деформуванні з достатньо великими значеннями амплітуди деформацій ($\varepsilon_a \geq 0{,}35$ %).

Враховуючи взаємозв'язок між кінетикою процесів релаксації та повзучості [18, 21, 27-31], пропонується рівняння граничного стану:

$$N_b \dot{\varepsilon} = C', \tag{9}$$

де N_b – кількість циклів до руйнування; $\dot{\varepsilon}$ – швидкість деформації при жорсткому циклічному навантаженні; C' – стала, що відповідає значенню осьової деформації при втраті стійкості процесу деформування в умовах одноосьового розтягу.

На основі отриманих експериментальних даних із кінетики пошкодження метала в умовах жорсткого симетричного циклічного навантаження при різних амплітудах деформації циклу, тобто різних швидкостях деформації, встановлено залежність відносного коефіцієнта гомогенності від швидкості деформації $\dot{\varepsilon}$. При цьому слід відзначити певну умовність такої залежності, оскільки не враховувалась у пів циклах розтягу та стиску залежність відносного коефіцієнта гомогенності $m_{відн}$ від швидкості деформації. Однак при аналізі результатів використовували отримані раніше [7, 28-30] для цього матеріалу результати при м'якому пульсуючому одноосьовому розтягу з тими ж самими частотами, що реалізовані нами при жорсткому навантаженні, щодо залежностей між $m_{відн}$ та швидкістю деформації циклічної повзучості. При цьому враховувався відмічений раніше [8, 27, 31], зв'язок між процесами релаксації та циклічної повзучості.

Експериментальні дані щодо вказаної вище залежності між $m_{відн.}$ та $\dot{\varepsilon}_{i\min}$ представлені на рис. 9 та описуються рівнянням у вигляді

$$\dot{\varepsilon}_i = B_1 \left(m_{відн} \right)^{-\mathrm{d}}, \tag{10}$$

де B_1 та d – параметри матеріалу, що визначаються з експериментів.

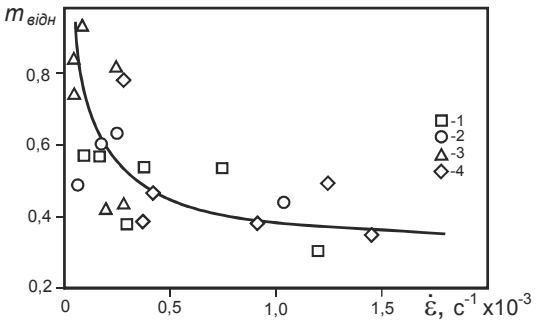


Рис. 9. Залежність відносного коефіцієнта гомогенності від інтенсивності швидкості циклічної повзучості в усовах м'якого навантаження та T= 20 °С при різних співвідношеннях головних напружень: 1 – $K = \sigma_Z / \sigma_\theta = \infty$; 2 – K = 0,5; 3 – K = 2; 4 – K = 1

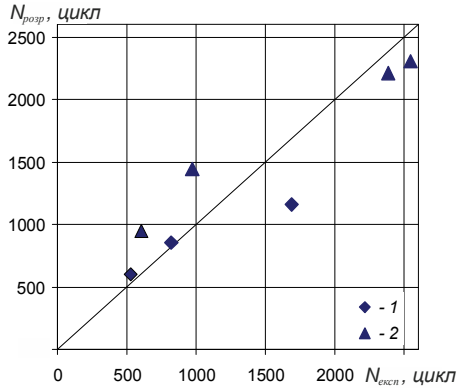


Рис. 10. Співвідношення експериментальних довговічностей сталі 10ГН2МФА з розрахунковими (11) в умовах жорсткого симетричного одноосьового циклічного навантаження при різних частотах навантаження: 1 – f = 0,03 Гц, 2 – f = 0,2 Гц

Для частоти навантаження f = 0,03 Гц: B_1=1,9·10^{-3} с$^{-1}$; d = 4; для f = 0,2 Гц: B_1=1,7·10^{-3} с$^{-1}$; d=4.

Після підстановки (10) у рівняння (9), отримаємо

$$N_b = \left(m_{відн} \right)^d \Big/ B_1 . \tag{11}$$

Розрахунки по (11) порівнювали з даними експериментів в умовах жорсткого симетричного одноосьового циклічного навантаження, які виконувались з частотами f=0,2 Гц та f=0,03 Гц у діапазоні амплітуд деформацій ε_a =0,6…0,35 %.

Представлені на рис. 10 співставлення розрахунків довговічності за (11) із даними експериментів в умовах жорсткого симетричного циклічного навантаження при вказаних вище значеннях частот деформування та амплітуд навантаження дозволяють вважати, що співвідношення (9), може бути використане у інженерних розрахунках в якості експрес оцінки довговічності метала високонавантажених елементів конструкцій, що працюють в умовах жорсткого знакозмінного симетричного циклічного навантаження в діапазоні достатньо великих (більше ε_a =0,35 %) амплітуд деформацій циклу.

Останнє зауваження щодо критичних значень амплітуди циклу пов'язане з тим, що при амплітудах деформації менших за ε_a =0,35 % фіксація пошкоджень за методом *LM*-твердості не дає достатньо рельєфних результатів про їх зміну. Це пов'язане з більшою локалізацією деформацій зразка на незначних за розмірами ділянках його робочої поверхні у порівнянні з загальною деформацією всієї поверхні зразка, яка при великих ($\varepsilon_a \geq$0,35 %) охоплює значну за розміром площу його робочої поверхні, та переходом до зміни механізму руйнування у перерізі зразка від змішаного до втомного.

Оцінюючи викладені вище міркування стосовно оцінки довговічності метала в умовах жорсткого симетричного циклічного деформування з урахуванням кінетики пошкодження матеріалу, можна припустити, що врахування дії мікро напружень та мікро деформацій на процеси пластичного деформування та релаксацію напружень в таких умовах навантаження у деякій мірі здійснюється на основі врахування кінетики розсіювання результатів замірів твердості метала за методом LM-твердості у процесі навантаження, використовуючи зміни відносного коефіцієнта гомогенності у розрахункових рівняннях.

Висновки

Проведений цикл експериментальних досліджень теплостійкої сталі 10ГНМФА в умовах жорсткого симетричного знакозмінного циклічного одноосьового навантаження з різними частотами деформування та достатньо великими амплітудами деформацій циклу ($\varepsilon_a \geq$0,35 %) дозволив встановити особливості кінетики накопичення пошкоджень метала.

Зокрема:

– показана можливість використання методу LM-твердості для визначення параметрів кінетики пошкодження теплостійкої сталі 10ГН2МФА при жорстокому симетричному навантаженні з амплітудами деформації, що перевищують ε_a =0,35 %;

– експериментально обґрунтовано зменшення темпу накопичення пошкоджень метала з підвищенням частоти навантаження;

– встановлено діапазон критичних значень коефіцієнта гомогенності, які відповідають появі на робочій поверхні зразка тріщин довжиною не більше 1мм, або зменшенню амплітудного напруження σ_{max}, що прийнято у якості критичного стану метала, у діапазоні амплітуд деформації більше ε_a =0,35 %.

Запропоновано та експериментально обґрунтовано для дослідженої теплостійкої сталі 10ГН2МФА критерій експрес оцінки довговічності з урахуванням пошкодження метала у процесі циклічного деформування на основі даних достатньо простих базових експериментів.

1. *Качанов Л.М.* О времени разрушения в условиях ползучести // Из. АН СССР. Отд. Техн. наук. Механика и машиностроение. – 1958. – № 8. – С. 26-31.
2. *Работнов Ю.Н.* О механизме длительного разрушения. В кн.: Вопросы прочности материалов и конструкций. М.: Из-во АН СССР, 1959. – С. 5-7.
3. *Лебедев А.А., Маковецкий И.В., Музыка Н.Р., Волчек Н.Л., Швец В.П.* Оценка повреждаемости материала по рассеянию характеристик упругости и статической прочности. // Пробл. прочности. – 2006 – № 2. – С.5-14.
4. *Лебедев А.А., Музыка Н.Р., Швец В.П.* Метод оценки вязкости разрушения материала по рассеянию характеристик твердости. // Пробл. прочности. -2007 - № 6. – С. 5-11.
5. *Лебедев А.А., Маковецкий И.В., Музыка Н.Р., Швец В.П.* Исследование процессов деформирования и накопления повреждений в стали 10ГН2МФА при малоцикловом нагружении. // Пробл. прочности. – 2008 – № 2. – С. 5-25.
6. *Бобирь М.І., Халімон О.П., Бондарець.А.* Моделювання кінетики накопичення розсіяних пошкоджень при складному напруженому стані. // Пробл. прочности. – 2012 – № 1. – С. 30-37.
7. *Гигиняк Ф.Ф., Булах П.А.* Повреждаемость теплоустойчивых сталей с учетом условий, имитирующих работу энергетического оборудования. // Пробл. прочности. – 2014 – № 5 – С. 61 – 68.
8. *Новожилов В.В., Кадашевич Ю.И.* Микронапряжения в конструкционных материалах. – Л.: Изд-во Машиностроение. 1999. – С.223.

9. *Кадашевич Ю.И., Новожилов В.В*. О влиянии начальных микронапряжений на макроскопическую деформацию поликристаллов. // Прикладная математика и механика. – 1968. – Т. 32. – Вып. 5. – С. 908 – 922.
10. *Кадашевич Ю.И., Новожилов В.В*. О предельных вариантах теории пластичности, учитывающей начальные микронапряжения. // Известия АН СССР. Механика твердого тела. – 1980. - № 3. – С. 93 – 96
11. *Кадашевич Ю.И., Новожилов В.В*. Об учете микронапряжений в теории пластичности. // Инженерный журнал. Механика твердого тела. – 1968. – № 3. – С.82 – 91.
12. *Кадашевич Ю.И., Новожилов В.В., Черняков Ю.А*. Теория пластичности и ползучести, учитывающая микродеформации. // Прикладная математика и механика. – 1986. –Т. 50. Вып. 7. – С.890 – 897.
13. *Новожилов В.В., Кадашевич Ю.И., Черняков Ю.А*. Теория пластичности, учитывающая микродеформации. // Доклады АН СССР.- 1985 – Т. 284. – № 4. –С.821 – 824.
14. *Новожилов В.В*. Экспериментальное исследование поверхности текучести при сложных путях деформирования. // Вопросы долговременной прочности энергетического оборудования: Тр. Центрального котлотурбинного ин-та имени И.И. Ползунова – Л., 1986. – Вып. 230 – С. 68 – 73.
15. *Бессон Ж., Кает0 Ж., Шабош Ж.-Л. и др*. Нелинейна механика материалов; пер. с фр. под ред. А.С. Кравчука. СПб.: Из-во Полит. универ.-та. -2010. 398 с.
16. *Жданова В.Н*. Рентгенографические исследования в структуре металлов, деформированных растяжением. – В кн. Исследования по физике твердого тела. М.: Изд-во АН СССР. – 1957. С.152 – 158.
17. *Лебедев А.А., Музыка Н.Р., Волчек Н.Л*. Определение поврежденности конструкционных материалов по параметрам рассеяния характеристик твердости // Пробл. прочности. – 2002. – № 4. – С. 5-12.
18. *Викторов В.В. Шапиро Г.С*. Об определении динамических диаграмм растяжения металлов при умеренно высоких деформациях. // Инженерный журнал. МТТ – 1968. – № 2. – С. 184 – 187.
19. *Гігіняк Ф.Ф., Лебедєв А.О., Шкодзінський О.К*. Міцність конструкційних матеріалів при малоцикловому навантаженні за умов складного напруженого стану. – Київ: Наук. думка, 2003. – 270 с.
20. *Уравнения* состояния при малоцикловом нагружении. /Под редакцией Махутова Н.А. – М.: Наука, 1981. – 245 с.
21. *Стрижало В.А*. Циклическая прочность и ползучесть металлов при малоцикловом нагружении в условиях низких и высоких температур. Киев: Наук. думка, 1978. – 238 с.
22. *Гигиняк Ф.Ф., Булах П.А., Можаровская Т.Н*. Кинетика накопления повреждений теплоустойчивых сталей при различных режимах нагружения. // Пробл. прочности. – 2010 – № 1. – С. 120-126.
23. *Baldwin E.E., Sokol G.J., Coffin L.F*. Cyclic Strain Fatigue Studies on AISI Type 347 Strain-less Steel // Proceedings of American Society for Testing Material, v. 57, 1957, - p.567-586.
24. *Tavernelli J.F., Coffin L.F*. A Compilation and Interpretation of Cyclic Strain Fatigue Tests of Metals. // ASM, v. 51, 1959. – p. 438-453.
25. *Svindeman R.W., Douglas D.A*. The Failure of Structural Members Subjected to Strain Cycling Conditions. // Trans. ASME, Series D, J. of Basic Engineering, v. 81, 1959. – p. 203-212.
26. *Martin D.E*. Energy Criterion for Low Cycle Fatigue. // Trans. ASME, D, 1961,v. 83. – p.565-572.
27. *Русинко К.Н*. Теория пластичности и неустановившейся ползучести. Львов: Вища школа. 1981. – 148 с.
28. *Гігіняк Ф.Ф., Булах П.О*. Оцінка довговічності сталі 10ГН2МФА із врахуванням пошкоджуваності металу в умовах складного напруженого стану.//Науковий журнал. Вісник Тернопільського національного технічного університету. Т.16. № 3 – 2011. – С. 13-20.
29. *Гигиняк Ф.Ф., Булах П.А*. Усовершенствование упруго-вязкопластической модели деформирования с учетом повреждаемости // Пробл. прочности. – 2012. – № 4. – С. 58-66.
30. *Гігіняк Ф.Ф., Булах П.О*. Вплив історії навантаження на в'язкопластичні властивості сталі 10ГН2МФА з урахуванням пошкоджуваності металу в умовах термосилового навантаження. // Збірник праць IV Міжнародної науково-технічної конференції «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування» (Тернопіль 21-24 вересня 2015 року). Тернопіль, 2015. – С. 163-166.
31. *Екобори Т*. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел. М.: Изд. Металлургия, 1971. – 264 с.

ПРОЕКТ 4.13

Удосконалення технології ремонту ущільнювальних поверхонь головного рознімання реакторів типу ВВЕР, що визначає необхідність наступної термообробки

УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ РЕМОНТУ УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ПОВЕРХОНЬ ГОЛОВНОГО РОЗНІМАННЯ РЕАКТОРІВ ТИПУ ВВЕР, ЩО ВИКЛЮЧАЄ НЕОБХІДНІСТЬ НАСТУПНОЇ ТЕРМООБРОБКИ

О.Г. КАСАТКИН, д-р техн.наук, **А.К. ЦАРЮК**, канд. техн.наук, **В.П. ЕЛАГИН, А.Р. ГАВРИК**, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е.О.Патона НАН Украины)

Для анализа механизма возможного разрушения при наплавке аустенитного слоя на основной металл использовался образец из стали 15Х3МФА размером 280х90х45 мм. На торцах образца фрезеровались канавки шириной 8 мм и глубиной от 2 до 8 мм. Канавки заваривались аустенитным металлом аргонодуговой сваркой на штатном режиме при подогреве 200 °С. Из этой части образца изготавливались шлифы. Металлографические исследования показали, что на границе сплавления появляется слой металла с повышенной твердостью. Холодные трещины не возникали, однако этот слой может явиться инициатором образования трещин в процессе эксплуатации реактора, в частности, из-за образования горячих трещин.

***Ключевые слова**: стали плакированные, соединения сварные, хрупкость, трещины, технология наплавки*

Главный разъем является ответственным узлом, обеспечивающим герметичное соединение крышки с корпусом реактора. Герметичность разъема обеспечивается за счет уплотнительных колец, которые помещаются в специальных канавках в крышке и фланце корпуса реактора. Эти канавки повреждаются в процессе эксплуатации реактора (при каждом съеме крышки кольца заменяются на более толстые) и периодически возникает необходимость в их ремонте. Уплотнительные канавки создаются в аустенитном металле , который наплавляется на торцы крышки и корпуса реактора. Ремонт осуществляется путем вырезки и последующей наплавки поврежденных участков уплотнительных канавок.

Основной металл корпуса (марки 15Х2МФА для реакторов типа ВВЭР-440) содержит повышенное содержание хрома (около 2.8 %), что при быстром охлаждении в процессе наплавки может привести к образованию хрупкой мартенситной прослойки. Если при ремонте аустенитный металл вырезается до основного то согласно ПН АЭ Г-7-009-89 для исключения образования трещин наплавка должна осуществляется с подогревом Тпп = 150 … 200 °С и после ее окончания для указанной выше марки стали требуется выполнить термообработку при температуре Т = 670 °С.

Таблица 1. Химический состав (%) стали марки 15Х2МФА

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	S	P	Cu
							не более		
0,13–0,18	0,17-0,37	0,3-0,6	2,5-3,0	0,6-0,8	0,25-0,35	≤0,4	0,020	0,020	0,030

Проблемным этапом технологии ремонта может явиться проведение термообработки. Выполнение термообработки на исправленном участка требует нагрева большой массы основного металла (толщина его около 150 мм) с сильнейшим теплоотводом. В настоящее время при ремонте уплотнительных поверхностей термообработка не использовалась. Это аргументировалось тем, что глубина дефектов не превышала 6 мм, дефекты единичны и имеют небольшую площадь. Однако эти условия не всегда выполняются и такой подход может привести к снижению надежности работы главного разъема, тем более при продленном ресурсе реактора.

Выполнение локальной термообработки с помощью горелок нецелесообразно ввиду неоправданных значительных затрат и сложности поддержания температурного режима в продолжительном промежутке времени. Термообработка поверхности с помощью оборудования Weldoterm также трудновыполнима по

© О.Г. КАСАТКИН, А.К. ЦАРЮК, В.П. ЕЛАГИН, А.Р. ГАВРИК, 2015

ряду причин.

Для экспериментальных исследований зоны сплавления использовался массивный обрезок металла прямоугольной формы из корпусной стали 15Х2МФА (48 TS) на торцы которого наносились канавки шириной 10 мм и глубиной 3 мм (образец 1) и 8 мм (образец 4). Канавки заплавлялись аустенитным металлом Н20 аргонодуговой сваркой W – электродом. Режим наплавки – сварочный ток – 80 А., напряжение на дуге – 12 В, диаметр присадочной проволоки – 2 мм. Металл зоны сплавления изучался на участках 1 и 2, соответствующих донной и боковой части канавок (рис. 1).

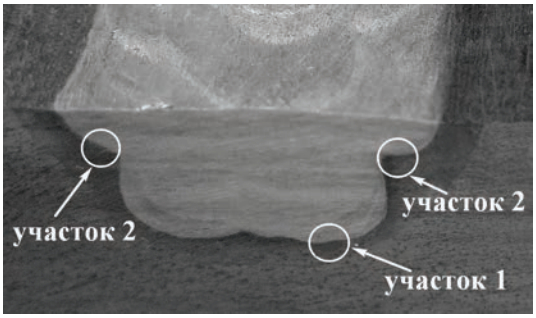


Рис. 1. Макрошлиф наплавки Н20. Участки 1 и 2 соответствуют дну и боковой стенкам канавки. - участки исследований

Особенности строения зоны сплавления аустенитной наплавки на корпусную сталь 48 TS
Участок 1

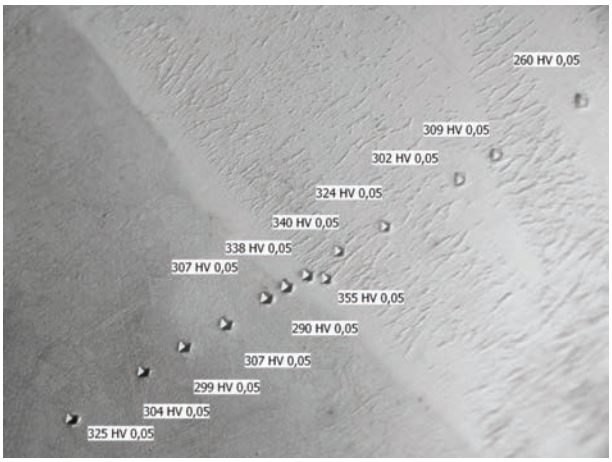


Рис. 2. Микроструктура и распределение микротвердости Нμ50 в зоне сплавления наплавки Н 20 образца 1, х200

Рис. 3. Микроструктура ОШЗ участка 1 наплавки Н20 образца 1. х400

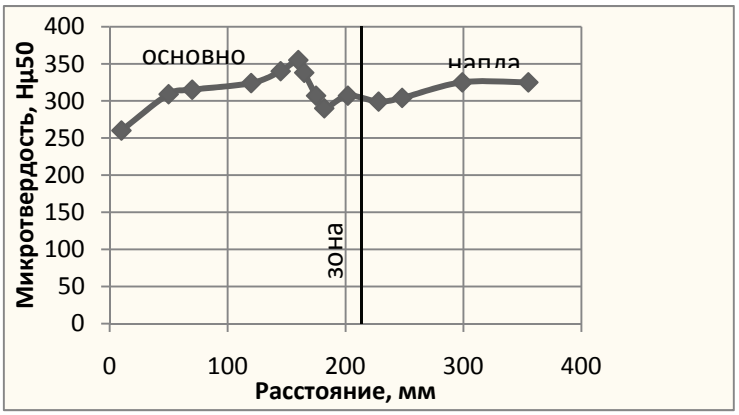


Рис. 4. График распределения микротвердости поперек зоны сплавления аустенитного металла Н20 образца 1 со сталью 48 TS

Участок 2

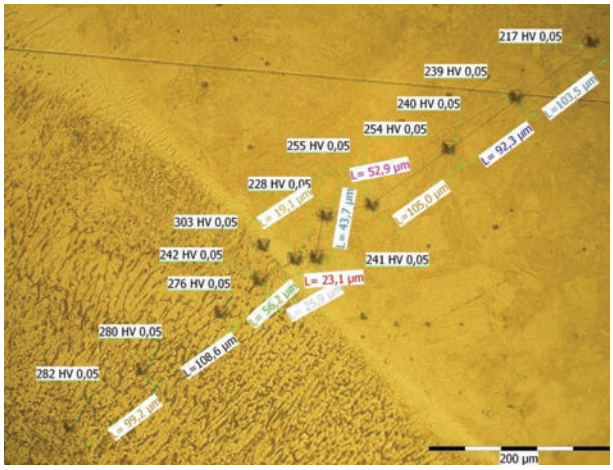


Рис. 5. Микроструктура и распределение микротвердости Hμ50 в зоне сплавления наплавки Н 20 образца 1 на участке 2, х200

Рис. 6. Микроструктура ОШЗ участка 2 наплавки Н20 образца 1 с микротрещинами по границам зерен. х400

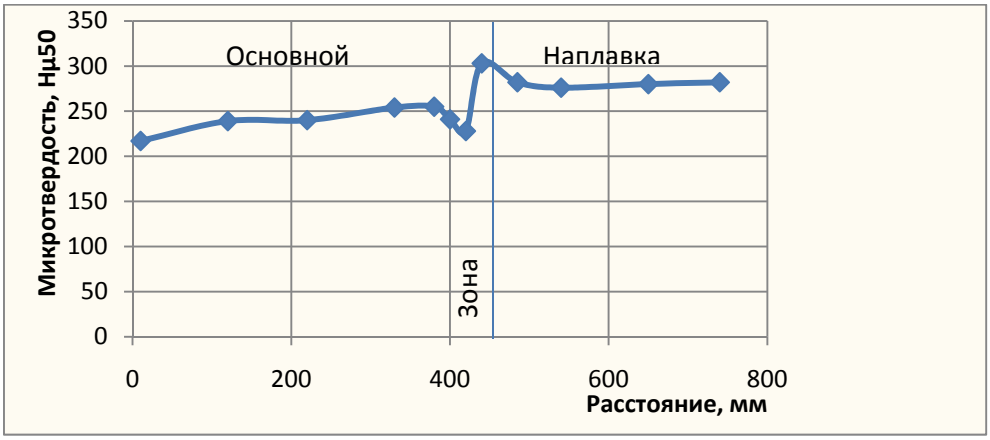


Рис. 7. График распределения микротвердости поперек зоны сплавления аустенитного металла Н20 образца 1 с корпусной сталью на участке 2

Особенности строения зоны сплавления аустенитной наплавки Н20 образца 4

Участок 1

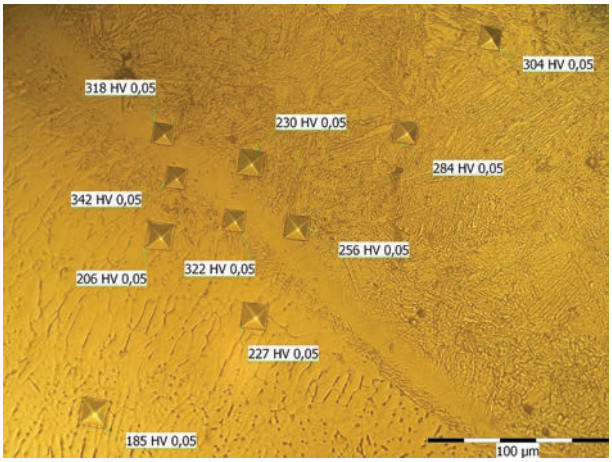


Рис. 8. Микроструктура и распределение микротвердости Hμ50 в зоне сплавления наплавки Н 20 образца 4 на участке 1, х400

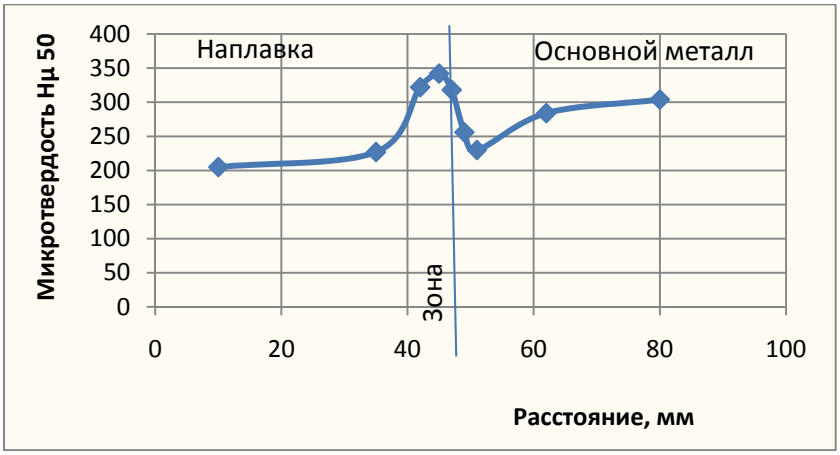


Рис. 9. График распределения микротвердости поперек зоны сплавления аустенитного металла Н20 образца 1 с корпусной сталью на участке 1

Участок 2

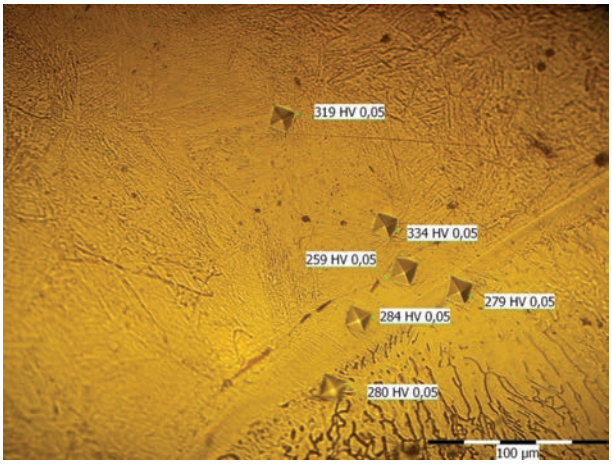


Рис. 11. Микроструктура и распределение микротвердости Hμ50 в зоне сплавления наплавки Н20 образца 4 на участке 2, х400

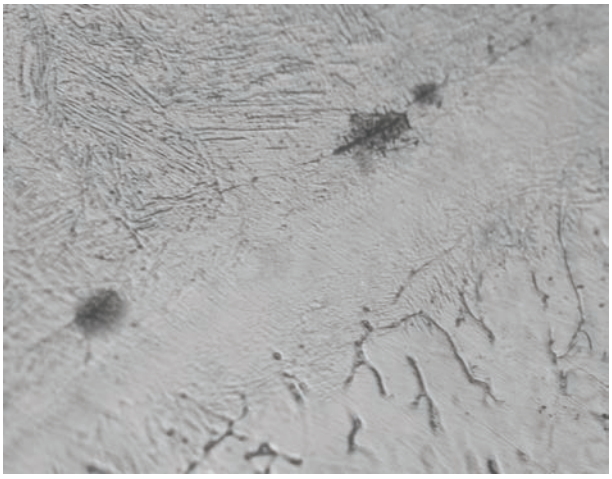


Рис. 12. Микроструктура ОШЗ участка 2 наплавки Н20 образца 4 с микротрещинами по границам зерен, Х1000

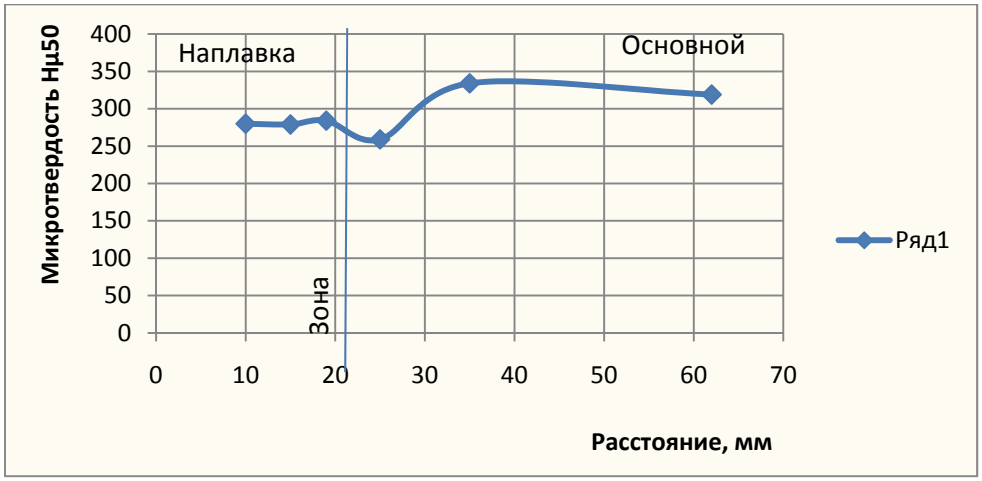


Рис. 13. График распределения микротвердости в зоне сплавления аустенитной наплавки Н20 образца 4 на участке 2

Особенности строения зоны сплавления аустенитной наплавки Н20 образца 4

Участок 1

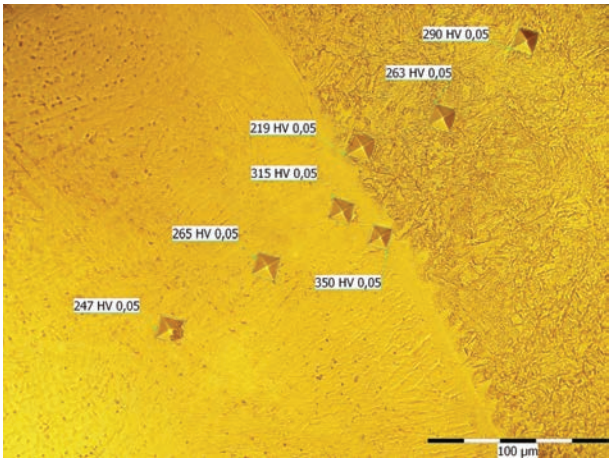


Рис. 14. Микроструктура и распределение микротвердости Нμ50 в зоне сплавления наплавки Н20 образца 4 на участке 1, х400

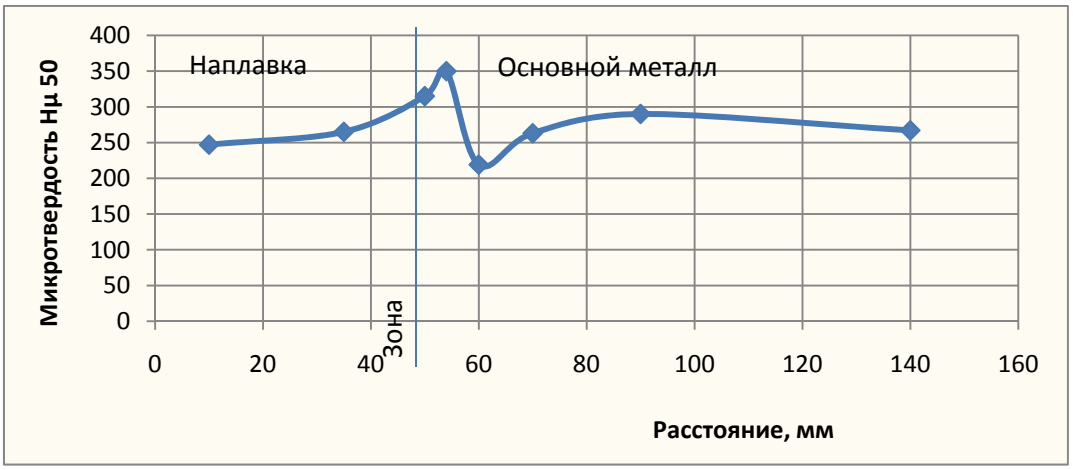


Рис. 15. График распределения микротвердости в зоне сплавления аустенитной наплавки Н20 образца 4 на участке 1

Участок 2

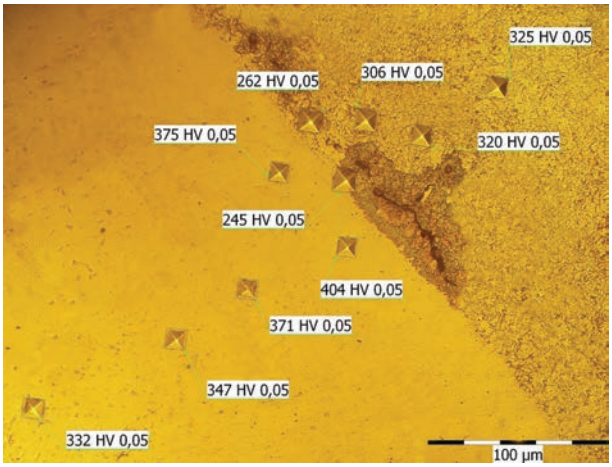


Рис. 16. Микроструктура ОШЗ участка 2 наплавки Н20 образца 4 с микротрещинами по границам зерен. Х400

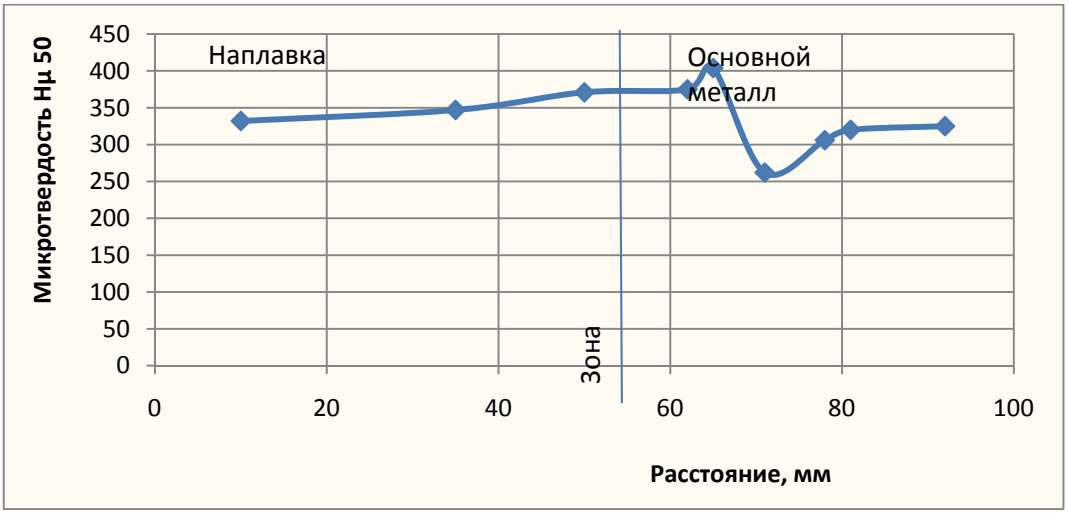


Рис. 17. График распределения микротвердости в зоне сплавления аустенитной наплавки Н20 образца 4 на участке 2

Выше отмечалось, что проблемным этапом технологии ремонта может явиться проведение термообработки. При разумном выборе параметров наплавки последующая термообработка согласно ПНАЭ [1] может потребоваться для снижения остаточных напряжений в случае наплавки больших площадей. При локальном ремонте на небольших участках этот фактор не является существенным. Образование холодных трещин также маловероятно заданной температуре подогрева 150…200 ºС.

Для выяснения причин возможного образования трещин были проведены дополнительные исследования структуры металла в зоне сплавления при аргонодуговой наплавке. Анализ микрошлифов показал, что в этой зоне в основном металле встречаются микротрещины по границам зерен (рис. 12, 16). Вероятно, что они связаны перегревом при наплавке. Известно, что свободная энергия границ растет по мере увеличения температуры и легирования хромом [12]. Энергия границ является движущей силой роста зерен, что приводит к ухудшению их свойств. Указанная гипотеза находит косвенное подтверждение, связанное с тем, что наплавка по штатной технологии производится аргонодуговым способом, который отличается большим тепловложением. Эти дефекты можно считать горячими трещинами [3]. Вероятность их образования зависит как от скорости охлаждения при кристаллизации, так и концентрации диффузионно подвижных примесей (фосфора, углерода) и никеля. При ручной дуговой наплавке указанные дефекты практически не встречаются.

Для оценки механических свойств металла, наплавленного покрытыми электродами, использовали аустенитные электроды типа ЭА 395/9 ЭА898/24Б (ГОСТ 10052) и малоуглеродистое железо типа UTP 614 (AWS A5/1^E7018). По первому варианту аустенитный металл наплавляли непосредственно на корпусную сталь 48TS. По второму – на корпусную сталь сначала наплавляли слой низкоуглеродистого железа, а

потом аустенитную сталь. Второй вариант был реализован для исключения образования хрупкого мартенсита в наплавленном слое. Форма и размеры образцов и условия проведения механических испытаний соответствовали требованиям ГОСТ 6996 и ГОСТ 14019.

Таблица 2. Результаты испытаний на загиб

Вариант наплавки	Угол загиба, °	Место разрушения
1	110; 160	Разрушения нет
2	42; 46	Слой, наплавленный электродами UTP 614

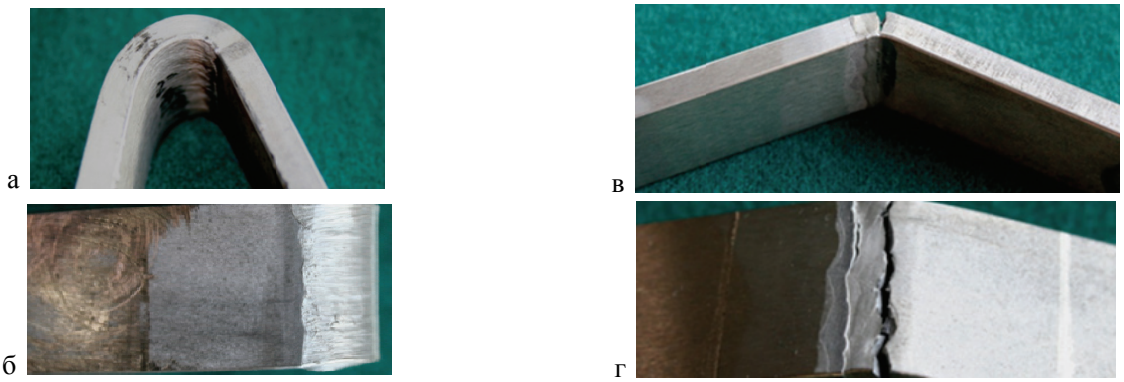


Рис. 18. Образцы после испытаний на загиб: а и б – наплавка по варианту 1, в и г – наплавка с промежуточным слоем

Результаты испытаний (рис. 18) показали, что хорошие механические свойства обеспечиваются при наплавке аустенитного металла ручной дуговой сваркой непосредственно на сталь 48TS. Промежуточный слой из малоуглеродистой стали, хотя и исключает возможность образования хрупкой мартенситной прослойки, разрушается при изгибе из-за низкой прочности. Наплавка ручной дуговой сваркой без последующей термообработки обеспечивает требуемые структуру и механические свойства аустенитного металла.

1. *ПН АЭ Г-7-009-89*. Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок. Сварка м наплавка, основные положения. М., 1989. — 91 с.
2. *Винокур Б.Б., Пилюшенко В.Л., Касаткин О.Г*. Структура конструкционной легированной стали.- М.: Металлургия.-1983.- 216с.
3. *МакаровЭ.Л., Якушин Б.Ф*. Свариваемость и ее показатели // Сварка и свариваемые материалы. Справочник т.1. М.: Металлургия.- 1991. - С.120 -159.

ПРОЕКТ 4.14

Розробка структури покриттів на основі SiC та технології їх осадження на цирконієві сплави з метою підвищення їхньої корозійної стійкості в штатних та аварійних режимах роботи ядерного реактору

ОТРИМАННЯ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВИМ ОСАДЖЕННЯМ ЗАХИСНИХ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ SiC НА ЦИРКОНІЄВІ ОБОЛОНКИ ТВЕЛІВ І ДОСЛІДЖЕННЯ ЇХНЬОЇ КОРОЗІЙНОЇ СТІЙКОСТІ ПРИ НАГРІВАННІ В АТМОСФЕРІ ВОДЯНОЇ ПАРИ

А.І. УСТІНОВ[1], д-р. фіз.-мат. наук, **А.А. МОХНЮК**[1], пров. інж., **Т.В. МЕЛЬНИЧЕНКО**[1], канд. техн. наук, **В.О. ТЕЛИЧКО**[1], мол. н. спів., **М.П. ГАДЗИРА**[2], д-р. техн. наук, **Я.Г. ТИМОШЕНКО**[2], мол. н. спів.
([1]Ін-т електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України;
[2]Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України)

Розглянуті можливості отримання покриттів на основі SiC на цирконієві оболонки ТВЕЛів методом високошвидкісного електронно-променевого осадження. Визначено оптимальну структуру покриттів з високим рівнем адгезійної міцності та стійкості до окислення. Показано, що такі покриття здатні забезпечити пригнічення пароцирконієвої реакції при нагріванні оболонок в атмосфері водяної пари при аварійних умовах роботи атомного реактору.

Ключові слова: *покриття, карбід кремнію, електронно-променеве осадження, корозійна стійкість, пароцирконієва реакція*

Аварійна ситуація, яка мала місце на атомній станції Фукусіма-1, засвідчила, що без додаткового захисту цирконієвих сплавів, які використовуються для виготовлення оболонки ТВЕЛів, від виникнення пароцирконієвої реакції при їх нагріванні в атмосфері водяної пари, неможливо зменшити ймовірність руйнування атомних реакторів. Крім того, для подовження терміну експлуатації ТВЕЛів в штатному режимі експлуатації атомного реактору також необхідно підвищити корозійну стійкість цирконієвої оболонки при контакті з водою.

Попередні оцінки можливості вирішення цієї комплексної проблеми за рахунок розробки нових матеріалів показали, що це потребує значних витрат і тривалих випробувань. Найбільш ефективним шляхом вирішення цієї проблеми вважається використання покриттів, здатних забезпечити вищезазначені властивості. Крім створення таких покриттів, важливим є також розробка технології, здатної забезпечити високошвидкісний процес їх осадження на довгомірні деталі, в першу чергу на оболонки ТВЕЛів, без зміни їхньої конструкції та технології виготовлення.

Результати попередніх досліджень проведених на лабораторних зразках показали, що в якості таких покриттів можна застосовувати покриття на основі карбіду кремнію, які характеризуються високою корозійною стійкістю, як при низьких температурах при контакті з перегрітою водою (робочий режим реактору), так і при високих температурах (1200-1300°С) в атмосфері пари (аварійний режим роботи реактору), коли створюються умови для хімічної взаємодії цирконієвих оболонок ТВЕЛів з парою. Як відомо, паро- цирконієва реакція приводить до генерації водню, в наслідок чого створюються умови для вибуху.

Незважаючи на те, що карбід кремнію здатен забезпечити високу корозійну стійкість цирконієвим сплавам в широкому діапазоні температур і при цьому не порушувати теплові режими роботи ТВЕЛів, застосування такого підходу до підвищення надійності та довговічності роботи атомних реакторів в значній мірі стримується відсутністю технології осадження таких покриттів. Враховуючи те, що ТВЕЛи мають значну протяжність, технологія осадження повинна базуватися на методах високошвидкісного осадження. Крім того, в процесі осадження необхідно забезпечити високий рівень адгезії покриття до цирконієвої підкладки в температурних умовах осадження, які не супроводжуються процесами рекристалізації цирконієвого сплаву.

© А.І. УСТІНОВ, М.П. ГАДЗИРА, Я.Г. ТИМОШЕНКО, А.А. МОХНЮК, Т.В. МЕЛЬНИЧЕНКО, В.О. ТЕЛИЧКО, 2015

Аналіз існуючих підходів, до вирішення цієї проблеми показав (табл. 1), що розроблені до теперішнього часу методи осадження SiC на цирконієві підкладки умовно можна розділити на дві групи за рівнем температури, яку необхідно мати на поверхні цирконієвого сплаву: низькотемпературні (температура осадження не перевищує 600°C) та високотемпературні (температура осадження вища, ніж 600°C).

Таблиця 1. Характеристики процесів осадження покриттів SiC різними методами

Метод	Прекурсор, температура осадження, °C	Швидкість осадження, мкм/хв	Товщина, мкм	Примітка	Джерело
IBSD (ion beam sputtering deposition)	SiC мішень, 25°C		200	Процес супроводжується іонним перемішуванням	[1]
CVD+RF thermal plasma	SiCl4+метан, 680…1275°C		20		[2]
CVD	C2H5SiCl3, 1050-1300°C	0,015	20-30		[3]
PVD	SiC-мішень	0,13	6	аморфний SiC	[4]
PVD (rf magnetron)	Графітова та Si мішені, 25°C	0,03-0,06	0,3		[5]
DIBSD (Dual Ion Beam Sputtering Deposition)	SiC-мішень 25°C	0,002	0,18-0,25		[6]
PVD (thermal plasma)	Ультрадрібний порошок SiC, 1000-1700°C	9	50-200		[7]
DIBSD	SiC-мішень,25°C	0,12	0,15-0,25		[8]
LEPLD (Low energy pulsed laser deposition)	SiC-мішень 25°C	0,0025	0,17	аморфний SiC	[9]

Для високотемпературних процесів (CVD+RF thermal plasma, CVD, PVD (thermal plasma)) були досягнуті швидкості осадження до 9 мкм/хв. (PVD (thermal plasma)), що дало можливість отримати товсті покриття (до 200мкм). Проте необхідність підігріву підкладки до високих температур (1000-1700°C) не дозволяє застосувати ці підходи для отримання покриттів SiC на поверхні оболонок ТВЕЛів. Для низькотемпературних процесів (IBSD (ion beam sputtering deposition), PVD (rf magnetron), DIBSD (Dual Ion Beam Sputtering Deposition), LEPLD (Low energy pulsed laser deposition)) максимальні швидкості осадження досягають 0,1 мкм, що також не є прийнятним для практичного використання.

Відомо, що осадження покриттів з використанням електронно-променевого методу випаровування матеріалів в вакуумі дає можливість отримати покриття з високим рівнем досконалості мікроструктури, як і у випадку магнетронного розпилення, та високою швидкістю осадження. Тому застосування цього методу для розробки технології осадження покриттів на основі карбіду кремнію на поверхні цирконієвих оболонок ТВЕЛів багатьма дослідниками розглядається як найбільш перспективне для вирішення проблеми надійності та довговічності роботи ТВЕЛів. З цієї точки зору, в ряді робіт були проведені дослідження можливості отримання покриттів на основі карбіду кремнію методом електронно-променевого осадження. Результати роботи засвідчили, що існує принципова можливість отримання покриттів на основі карбіду кремнію шляхом його осадження за допомогою електронно-променевого випаровування кераміки у вакуумі. Проте, швидкість осадження покриття залишалася на низькому рівні, що ускладнює використання цього методу при виготовленні ТВЕЛів з покриттями. Крім того, виявилося, що мікроструктура покриттів недосконала, а тому такі покриття не можуть завадити корозії поверхні ТВЕЛів.

В зв'язку з цим, метою даної роботи стало визначання оптимальних характеристик структури покриттів на основі карбіду кремнію (хімічний склад, розмір характерних елементів мікроструктури, товщину покриттів та інш.), отриманих методом високошвидкісного електронно-променевого осадження,

які будуть здатні забезпечувати підвищення корозійної стійкості цирконієвих сплавів при контакті з водою (штатний режим роботи атомного реактору) та з водяною парою (аварійний режим).

Методика проведення експериментів. Покриття SiC отримували за методикою електоронно-променевого випаровування у вакуумі [10] керамічної мішені на основі SiC і осадження парового потоку на цирконієву підкладку, розташовану в горизонтальній площині над випаровувачем. Для осадження покриття по всій поверхні цирконієвої оболонки та на бокові поверхні пласкої підкладки їх обертали в процесі осадження навколо горизонтальної вісі (на рисунку не вказано) (рис. 1). Мішенню для випаровування слугували керамічні штабіки, які отримали шляхом гарячого пресування суміші порошків на основі SiC. Покриття формувались при температурі підкладки $T_п$ = 550°C. Необхідний рівень адгезії покриттів з цирконієвою підкладкою забезпечувався шляхом попереднього травлення її поверхні пучком іоннів аргону з енергією 2-2,5 КЕв. Крім того, на цирконієву підкладку подавали зміщення до 700В відносно іонної гармати для додаткового прискорення іонів та їх фокусування на підкладку.

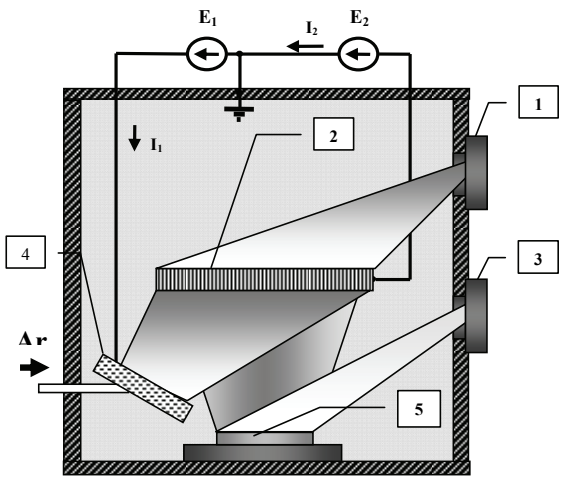


Рис. 1. Схема процесу осадження конденсатів: 1 - електронна гармата; 2 - тримач підкладки; 3 - електронна гармата випаровування металу; 4 - іонний пучок + Ar; 5 - мішень

Структуру та хімічний склад покриттів досліджували з використанням растрового мікроскопу CamScan4, оснащеного системою локального хімічного аналізу ENERGY 200. Зразки для дослідження готували за стандартною методикою шліфування та полірування з використанням устаткування фірми Struers. Мікротвердість покриттів визначали за методом Віккерса, з використанням оптичного мікроскопа PolyvarMet, оснащеного приставкою для вимірювання мікротвердості, при навантаженні на індентор 0,1-0,2Н тривалістю 10 с. Оцінку адгезії покриття проводили шляхом індентування поверхні покриття по методу Роквела при навантаженні на індентор 150кГ. Рентгендифракційні вимірювання проводили в стандартній геометрії θ-2θ на дифрактометрі ДРОН-4 у випромінюванні CuKα. Дослідження фазових перетворень в покриттях безпосередньо в процесі їх нагрівання проводились методом високотемпературної in-situ дифрактометрії.

Синтез порошку SiC заснований на проведенні реакції в спеціально розроблених графітових або керамічних контейнерах-тиглях визначеного об’єму, а також створенні необхідного температурного режиму. Комплексні дослідження структури синтезованих частинок порошку, що характеризується зниженим значенням параметру гратки показали, що в процесі «тліючого» СВС (самостійно поширювального високотемпературного синтезу) формуються такі структурні стани, що обумовлені наявністю в структурі планарних вуглецевих кластерів. Їх концентрація не перевищує 1 ат. % , що призвело до формульного змісту карбіду кремнію рівному $Si_{0.993}C_{1.007}$. Зовнішній вигляд синтезованого таким чином порошку карбіду кремнію представлено на рис. 2.

Формування щільної кераміки на основі синтезованого нанорозмірного нестехіометричного порошку карбіду кремнію можливо шляхом введення до складу активуючих процес спікання добавок в умовах традиційного гарячого пресування. Для створення кераміки певних розмірів, що в подальшому може використовуватись в якості мішені в процесах осадження покриттів була розроблена графітова пресформа. Діаметр пресформи складав 70 мм, що забезпечувало розміщення без суттєвої механічної обробки спеченої кераміки у випаровувачі електронно-променевої установки. Товщина мішені не перевищувала 30-40 мм (рис. 3).

Процес приготування порошкових сумішей виконували в планетарному млині, стінки якого були футеровані пластинами із твердого сплаву (WC-Co).

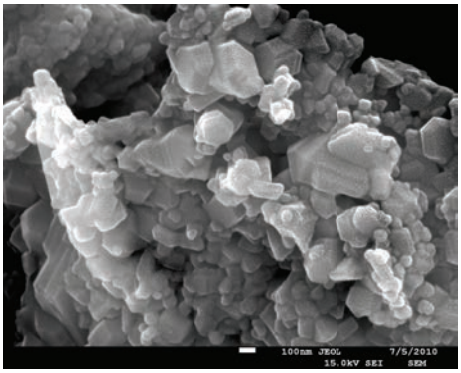


Рис. 2. Електронно-мікроскопічні зображення частинок синтезованого нестехіометричного карбіду кремнію

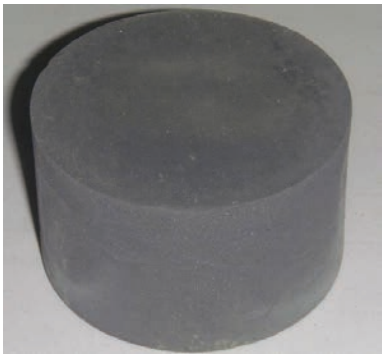


Рис. 3. Загальний вигляд мішені на основі SiC, виготовленної спіканням

Кульки для змішування також були виготовлені із твердого сплаву. Час змішування підбирався експериментальним шляхом і складав не більше 8 годин. Для формування високої однорідності розподілу порошкових компонентів змішування проводили у середовищі етилового спирту. Після приготування сумішей до складу вводили до 10 % в'яжучої речовини, наприклад, спиртовий розчин гліцерину для сприятливого формування у стальній пресформі циліндричних брикетів, що покращують умови формування високощільної кераміки при гарячому пресуванні без використання вакууму або захисного середовища. Спресовані брикети висушувались у сушильній шафі при температурі 250 ^{0}C протягом 3-4 годин, що призводило до формування достатньої міцності брикетів, які могли переноситись у графітову пресформу без руйнування. В якості активуючої процес спікання добавки вводили нітрид алюмінію в кількості 30 та 10 масових відсотків, так як формування щільної кераміки відбувається при температурі понад 2000^{0}C. Зменшення долі активуючої добавки призводить до зростання температури та тиску при гарячому пресуванні, що потребує використання пресформи із дорогого високоміцного графіту, що не виробляється в Україні. Введення нітриду алюмінію, як безкисневої сполуки в якості активуючої процес спікання добавки, було зумовлено можливістю формування твердого розчину, що сприяє створенню однорідного матеріалу. Стабільність випаровування при дії на таку кераміку високоенергетичного електронного променю повинна забезпечуватись однорідністю фазового розподілу та високою дисперсністю структури.

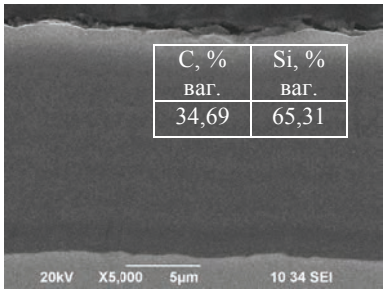
Результати і їх обговорення. Відомо, що формування SiC з парової фази відбувається при температурі >1000°C, а при температурі <500°C покриття формується в аморфному стані [11,12,13]. З іншого боку, нагрівання сплаву ЭИ110 на основі Zr до температури >600°C призводить до деградації його структурних характеристик та фізичних властивостей. Таким чином, температурний інтервал осадження покриття SiC на підкладки із сплаву ЭИ110 обмежений областю 500-600°C.

Для відпрацювання технологічних параметрів електронно-променевого осадження покриттів на основі SiC методом, описаним вище, проводили випаровування мішеней SiC, отриманих гарячим пресуванням, з подальшим осадженням парової фази на підкладку при температурах 800 та 600°C. При температурі підкладки 800°C отримано конденсати з рівномірним розподілом компонентів по товщині та хімічним складом, який відповідає складу сполуки SiC (рис. 4, а, б). Згідно результатів дифракційного рентгеноструктурного аналізу, температура осадження 800°C забезпечує формування сполуки SiC (рис. 4, в), однак аналіз дифракційних піків свідчить про наявність декількох політипів.

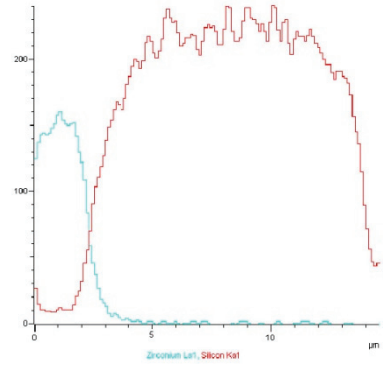
Структура покриття SiC, осадженого з парової фази при температурі підкладки 600°C, характеризується наявністю одного широкого піку на рентгендифракційній картині від зразка після осадження (рис. 5, а). Це може свідчити про те, що конденсат знаходиться в аморфному або наноструктурованому стані. При нагріванні таких конденсатів в них повинні відбуватися структурні перетворення, які можуть бути пов'язані з переходом SiC з аморфного стану в кристалічний або рекристалізаційними процесами. Для з'ясування температурних інтервалів протікання цих процесів були проведені рентгеноструктурні in-situ дослідження методом високотемпературної рентгенографії.

В результаті було встановлено, що при неперервному нагріванні в інтервалі температур 25 – 1100º профіль дифракційного піку починає змінюватися лише при нагріванні вище 1000°C: кутовий розподіл інтенсивності розсіяного випромінювання звужується і з'являються додаткові дифракційні піки, які

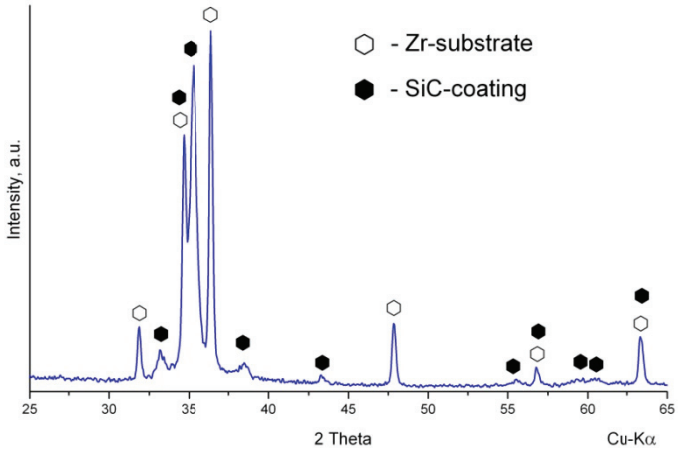
відповідають структурі SiC (рис. 5, б). Такі зміни дифракційної картини є свідченням утворення крупнозернистої структури SiC.



а

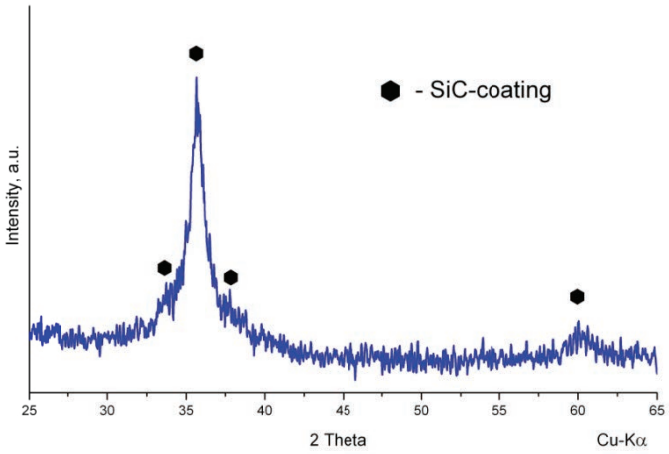


б

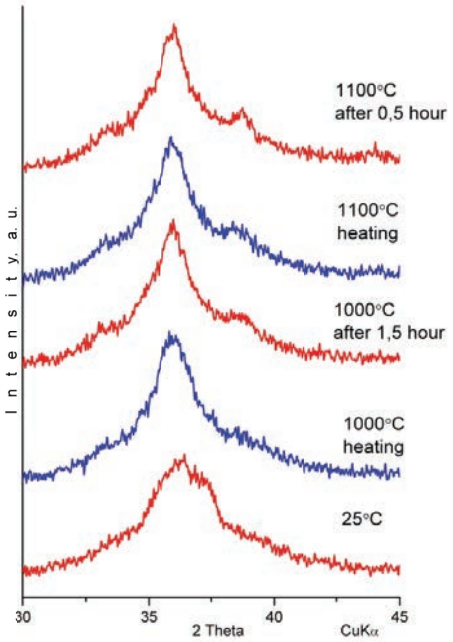


в

Рис. 4. Електронномікроскопічне зображення мікроструктури покриття SiC, осадженого при температурі 800°C (а), розподіл компонентів по товщині покриття (б) та відповідна рентгендифракційна картина (в)



а



б

Рис. 5. Рентгендифракційна картина (а) та рентгенівські дифрактограми, зняті протягом неперервного нагрівання (б), від зразка конденсату SiC,осадженого при 600°C

Металографічний аналіз покриттів на основі SiC, осаджених з парової фази на підкладку із сплаву ЭИ110 при температурі ~800°C, показав, що запропонований метод осадження забезпечує формування покриття з високою щільністю, про що свідчить високий рівень мікротвердості конденсатів - H_μ=28,6ГПа. Слід зазначити, що низька температура осадження (<600°C) сприяє формуванню в покритті стовпчастої структури конусоподібного типу (рис. 6, а), що притаманне конденсатам, осадженим при температурі підкладки <0,3$T_{пл}$. Однією з проблем отримання якісного покриття SiC на цирконієвих підкладках є формування на поверхні сплаву оксидної плівки ZrO_2 (рис. 6, б), що значно знижує адгезійні властивості покриття та сприяє подальшому окисленню цирконію при нагріванні в окисній атмосфері.

Для забезпечення необхідної адгезії проводили травлення поверхні підкладки із сплаву ЭИ110 іонним пучком аргону перед осадженням покриття. Адгезію покриття до підкладки, поверхня якої зазнала травлення іонним пучком, оцінювали шляхом аналізу відбитку на покритті після його індентування по методу Роквела при навантаженні 150кГ (рис. 5, в). Видно, що навколо відбитка відсутні відшарування та тріщини, що є ознакою задовільного рівня адгезії.

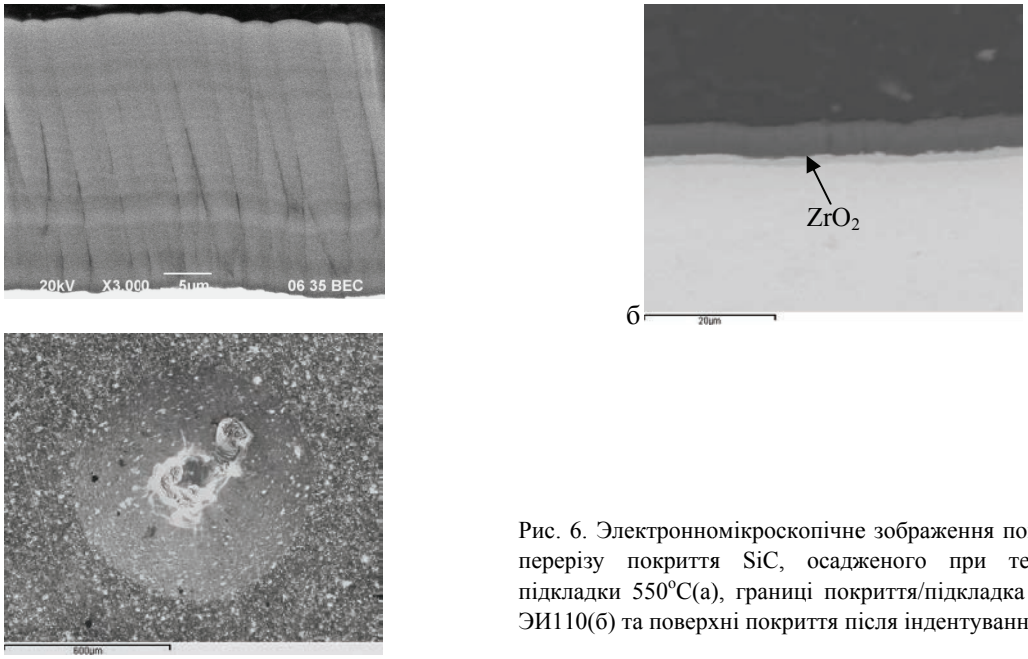


Рис. 6. Электронномікроскопічне зображення поперечного перерізу покриття SiC, осадженого при температурі підкладки 550°С(а), границі покриття/підкладка із сплаву ЭИ110(б) та поверхні покриття після індентування (в)

Таким чином було встановлено, що шляхом бомбардування поверхні цирконієвого сплаву іонами аргону, яке передує осадженню парового потоку SiC, можна забезпечити високий рівень адгезій покриття до підкладки.

Одним із основних факторів, який стримує широке застосування методів отримання покриття SiC з парової фази, є незадовільна швидкість осадження. З іншого боку, на процес формування якісної структури покриття (щільність, відсутність дефектів та небажаних домішок) впливають структурні характеристики мішені, що випаровується, такі як щільність, вміст газової складової та наявність оксидів. Так, наприклад, при випаровуванні мішені, отриманої гарячим пресуванням порошку SiC, з низькою щільністю, значно знижується рівень вакууму в камері, що призводить до нестабільної роботи електронно-променевих гармат, зниження швидкості випаровування та розбризкування мішені. Краплі на поверхні осадження призводять до появи в структурі покриття дефектів конусоподібного типу, що значно знижує щільність покриття та збільшує шорсткість поверхні (рис. 7). Тому для забезпечення високої швидкості осадження покриттів на основі SiC та зменшення їх дефектності було досліджено вплив щільності мішеней на ці характеристики покриття.

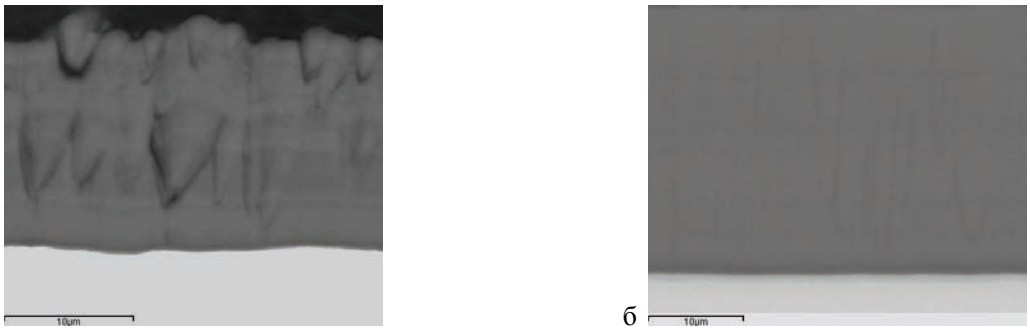


Рис. 7. Мікроструктура покриття SiC, отриманого при випаровуванні мішені з низькою(а) та високою(б) щільністю

Оскільки щільність мішеней визначається двома групами факторів, а саме вмістом добавок, які забезпечує ущільнення порошку, і параметрами спікання, то необхідно було оптимізувати ці фактори.

Методом гарячого пресування, описаним вище, були отримані мішені з високим рівнем щільності, яку досягали шляхом збільшення вмісту в кераміці нітриду алюмінію. Крім того, випаровування мішеней з високою об'ємною долею нітриду алюмінію супроводжується його дисоціацією та погіршенням вакууму за рахунок звільненого азоту. Як результат цього, змінюється хімічний склад покриття за рахунок сумісного осадження SiC та алюмінію. Шляхом оптимізації об'ємної долі нітриду алюмінію та технологічних параметрів випаровування мішеней було визначено мінімальний об’єм домішки, яка не погіршує вакуум в процесі випаровування мішені та забезпечує стабільність роботи електронно-променевих гармат. Це дало можливість підвищити величину струму електронно-променевої гармати та відповідно підвищити швидкість випаровування.

На рис. 8 наведено кореляційну залежність між величиною струму електронно-променевої гармати та швидкості випаровування. Видно, що випаровування мішеней оптимізованого складу дає можливість підвищити швидкість осадження до 5мкм/хв. Висока щільність мішені та низький вміст газових та оксидних фаз забезпечує осадження покриття товщиною до 60 мкм з високою щільністю (рис. 7, б).

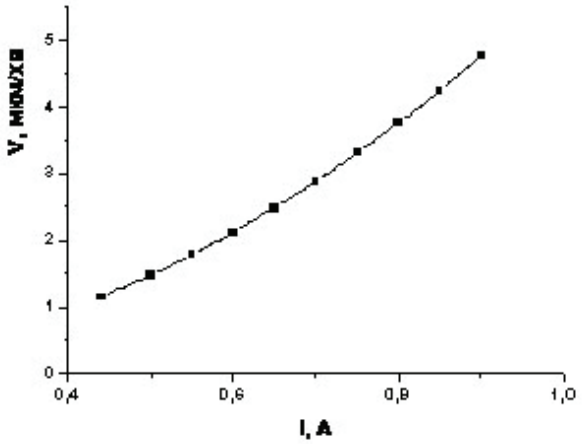


Рис. 8. Залежність швидкості випаровування від величини струму електронно-променевої гармати (прискорююча напруга 20 кВ)

Модифікація структури покриттів. Попередніми дослідженнями було показано, що покриття на основі SiC, осаджені при температурі ~500°C характеризуються наявністю структурних дефектів, а саме, конусоподібних кристалітів та пористістю по границях стовпчастих кристалітів. Ясно, що такі дефекти будуть погіршувати фізико-механічні та експлуатаційні властивості покриття при високих температурах.

Відомо, що одним з шляхів модифікування структури покриття є введення в паровий потік домішок інших компонентів або сполук. Крім того, відомо, що деякі домішки забезпечують ущільнення SiC при виготовленні керамічних виробів гарячим пресуванням. Так, введення 10 ваг. % Al_4SiC_4 забезпечує отримання щільної кераміки SiC при низьких температурах пресування [14]. Підвищення щільності керамік на основі SiC досягали також у випадку формування композитів евтектичного складу в таких системах, як SiC-TiB_2, SiC-B_4C [15]. Значного ущільнення SiC досягали також при введенні в кераміку 10-40 % ваг.TiC [16] та домішок Al, B, C [17]. Можна припустити, що введення цих домішок в паровий потік може служити модифікуючим фактором при формуванні структури покриття SiC.

Для відпрацювання методу осадження керамічних покриттів різного хімічного складу проводили електронно-променеве випаровування відповідних мішеней з подальшим осадженням парового потоку на пласких нерухомих підкладках із цирконієвого сплаву ЭИ110. Осадження проводили при температурі підкладки 450-500°C для запобігання деградації структурних та фізичних властивостей сплаву. Проводили осадження двох типів мішеней: 1- на основі сполуки, яка запропонована в якості домішки (Al_4SiC_4, TiC + 30Al_2O_3); 2 – суміші SiC та заданої масової долі домішки. Слід зазначити, що при виготовленні мішені TiC технологічно необхідним є введення деякої частки Al_2O_3, що забезпечує ущільнення мішені. Хімічний аналіз конденсатів показав, що їх склад відповідає складу мішеней, що випаровуються.

На рис. 9 наведено мікроструктури покриттів різного хімічного складу на цирконієвих підкладках. Видно, що структура покриттів, осаджених в однакових умовах, значною мірою визначається їх хімічним складом. Так, формування конденсату на основі комплексного карбіду Al_4SiC_4 супроводжується появою великої кількості конусоподібних кристалітів (рис. 9, а). Можна припустити, що причиною такого структуроутворення конденсату є формування на поверхні конденсації частинок Al_2O_3 за рахунок алюмінію вивільненого при частковій дисоціації сполуки Al_4SiC_4 та залишкового кисню. Конденсація парового потоку при випаровуванні мішені (70TiC + 30Al_2O_3) також супроводжується формуванням в

покритті великої кількості стовпчастих кристалітів, попри те, що об'ємна доля алюмінію в парі при дисоціації Al_2O_3 є незначною.

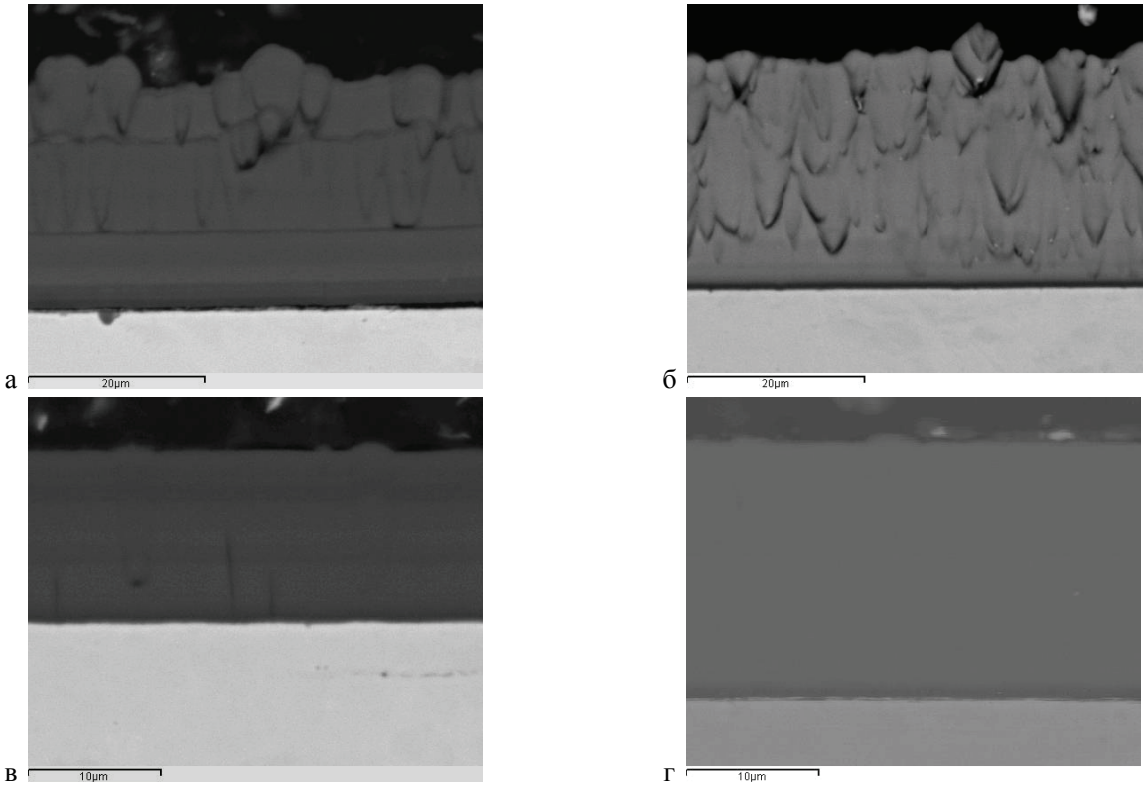


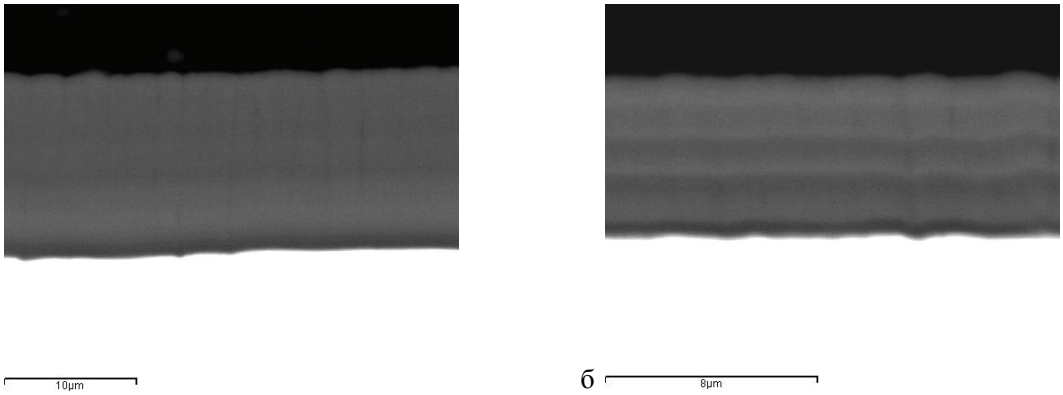
Рис. 9. Мікроструктура покриттів різного хімічного складу: а - Al_4SiC_4, б - 70TiC +30Al2O3, в - $70AlB_{12}$ + 30SiC, г - 60SiC + 40(70TiC +$30Al_2O_3$)

Таким чином, виявилося, що при введенні домішки в паровий потік SiC треба зважати на її термічну стабільність, характер випаровування та наявність в паровій фазі компонентів з високою спорідненістю до кисню. Так при випаровуванні мішені $70AlB_{12}$ + 30SiC в покритті теж присутні конусоподібні кристаліти, але в меншій кількості (рис. 9, в), вочевидь, завдяки більшій термодинамічній стабільності AlB_{12} та схильності до сублімації. Шляхом варіації хімічного складу мішеней можна впливати на дефектну структуру покриття. Так, наприклад Видно (рис. 9, г), що в структурі покриття, отриманого при випаровуванні мішені (60SiC + 40(70TiC +$30Al_2O_3$)), щільність конусоподібних кристалітів менше, ніж при випаровуванні мішені $70AlB_{12}$ + 30SiC. При цьому, його мікротвердість сягає 17ГПа, що свідчить про його значну щільність.

Вплив іонного бомбардування на структуру покриттів. Для бомбардування іонами аргону поверхні конденсації використовували технологічну схему, описану вище (рис. 1) Іонне бомбардування проводили двома способами: 1 – бомбардування поверхні конденсації неперервно впродовж всього процесу осадження та 2 – циклічне бомбардування поверхні конденсації. На рис. 10 наведено мікроструктуру покриття, осадженого в умовах бомбардування іонами аргону.

Видно, що іонна обробка впливає на формування структури покриття –спостерігається деяке зменшення дефектності, пов’язаної з наявністю границь кристалітів (рис. 10, а). Однак границі між стовбчастими кристалітами проростають вздовж всієї товщини покриття.

Більш перспективним виявилась циклічна обробка іонами поверхні конденсації. З рис. 10, б видно , що границі кристалітів перериваються завдяки іонному бомбардуванню. Така структура покриття більш сприйнятлива з точки зору бар’єрної дії для дифузії молекул води та кисню до поверхні цирконієвого сплаву. При цьому вплив інтенсивності бомбардування на формування границь кристалітів різного ступеня дефектності потребує подальшого дослідження.



а б

Рис. 10. Мікроструктура покриття 60SiC + 40(70TiC + 30Al_2O_3), осадженого при неперервному (а) та циклічному (б) бомбардуванні іонами аргону поверхні конденсації

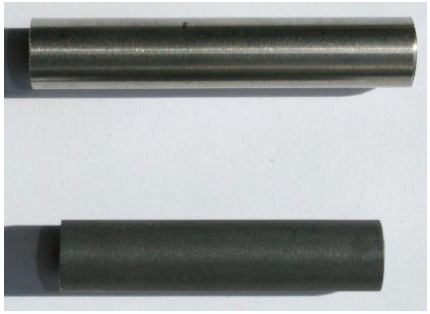


Рис. 11. Цирконієві оболонки ТВЕЛів без покриття (а) та з покриттям на основі SiC (б)

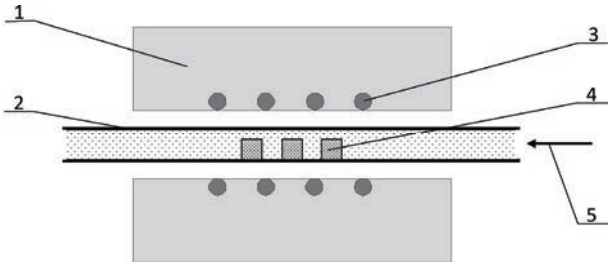
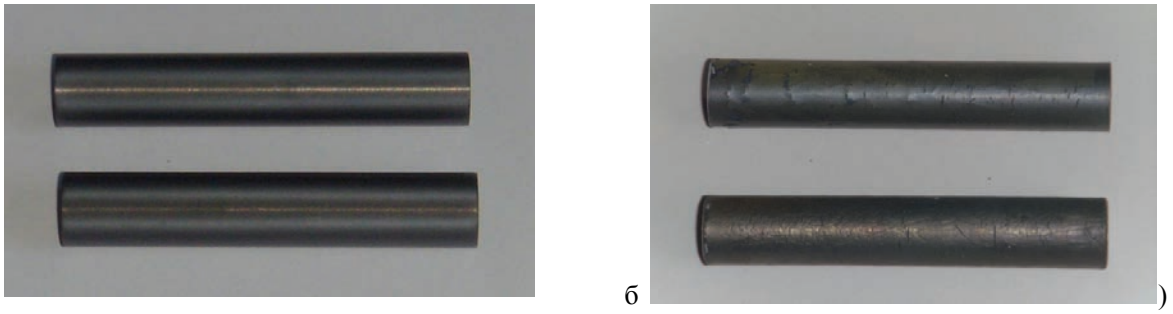


Рис. 12. Схема випробування стійкості оболонок ТВЕЛів при нагріванні в атмосфері пари: 1 – піч опору; 2 – керамічна труба; 3 – нагрівник із SiC; 4 – досліджувані зразки; 5 – водяна пара

Осадження покриттів на оболонки ТВЕЛів і визначення їх стійкості при нагріванні. Для з'ясування стійкості цирконієвих оболонок до нагрівання в атмосфері пари, на їх зовнішню поверхню електронно-променевим методом осаджували покриття на основі SiC при умовах, що забезпечують їм бездефектну структуру та термічну стійкість. На рис. 11 представлено загальний вигляд оболонок ТВЕЛів без покриття та з покриттям.

Випробування стійкості цирконієвих оболонок до нагрівання в атмосфері пари проводили в спеціально створеній установці, схема якої наведена на рис. 12. Із схеми видно, що при нагріванні оболонки вона постійно знаходиться в паровому потоці, що забезпечує моделювання умов, які можуть виникати при аварійних режимах роботи реактора (наприклад, при відключені системи циркуляції охолоджуючої води в активній зоні), тобто при постійному контакті поверхні оболонки з парою. Випробування проводили при неперервному нагріванні оболонок до температури 1200°C, витримці при цій температурі впродовж 30 хв. і поступовому їх охолодженні до кімнатної температури разом з піччю.

На рис. 13 представлено зовнішній вигляд оболонок з покриттями на основі SiC з в вихідному стані і після випробовування.



а б)

Рис. 13. Зовнішній вигляд цирконієвих оболонок з покриттями на основі карбіду кремнію у вихідному стані (а) та після випробування (б)

Видно, що в процесі випробування покриття залишається на поверхні оболонки, хоча на окремих його ділянках можна спостерігати утворення кільцевих тріщин. При цьому ділянки покриття між тріщинами не відділяються від поверхні цирконієвої оболонки. Це може бути свідченням того, що вони могли виникати як наслідок подовжніх напружень, що обумовлені анізотропією коефіцієнта термічного розширення цирконію та зміною його текстури при нагріванні. Проте, такі тріщини не супроводжуються відокремленням покриття від поверхні цирконієвого сплаву впродовж всього випробування, що забезпечує пригнічення виникненню екзотермічної реакції між цирконієм та парою.

Висновки

1. Результати проведених досліджень показали, що шляхом оптимізації структури мішені, її щільності та режимів електронно-променевого випаровування можливо досягти високих швидкостей осадження покриттів на основі карбіду кремнію, що може забезпечити застосування цього методу для отримання довговимірних оболонок ТВЕЛів з такими покриттями.

2. На структуру покриттів на основі SiC осаджених на цирконієві підкладки при температурах нижчих за 600°C суттєво впливають домішки. Показано, що шляхом оптимізації хімічного складу домішок можна забезпечити формування покриттів з малою щільністю дефектів при низьких температурах осадження (не вище 600°C).

3. Встановлено, що попереднє іонне бомбардування поверхні цирконієвого сплаву іонами аргону забезпечує отримання покриттів з високим рівнем адгезії, а поєднання процесу електронно-променевого осадження покриття на основі SiC і іонного бомбардування поверхні конденсації в процесі осадження сприяє зменшенню щільності дефектів росту.

4. Показано, що покриття на основі карбіду кремнію на поверхні оболонок ТВЕЛів зберігають свою цілісність при їх нагріванні в атмосфері пари і здатні протидіяти виникненню пароцирконієвої реакції.

1. *Riviere J.-P*. Corrosion protection of an AISI 321 stainless steel by SiC coatings / J.-P. Riviere, J. Delafond, P. Misaelides // Surface and Coatings Technology.- 1998.-V.100-101.- P.243-246.
2. *Liao F*. High-rate chemical vapor deposition of nanocrystalline silicon carbide films by radio frequency thermal plasma/ F. Liao, S. Park, J.M. Larson, M.R. Zachariah, S.L. Girshick//Materials Letters.- 2003.-V.57, № 13-14.- P. 1982–1986.
3. *Shikama T*. Erosion behaviour of physically vapour-deposited and chemically vapour-deposited SiC films coated on molybdenum during oxygenated argon beam thinning./ T. Shikama, M. Kitajima, M. Fukutomi, M. Okada //Thin Solid Films.- 1984.- V.117,№ 3.- P.191-199.
4. *Tang H*. Surface morphology of α-SIC coatings deposited by RF magnetron sputtering./ Huidong Tang, Shouhong Tan, Zhengren Huang, Shaoming Dong, Dongliang Jiang// Surface and Coatings Technology.- 2005.- V.197,№ 2-3.- P.161–167.
5. *Wang M*. Bias effects on structure of sputtered SiC films./ M Wang, A.P Huang, B Wang, H Yan, Z.Y Yao, A Morimoto, T Shimizu// Materials Science and Engineering:B.- 2001.- V.85, № 1.- P.25-27.
6. *Jin C.G*. Room-Temperature Growth of SiC Thin Films by Dual-Ion-Beam Sputtering Deposition./ C. G. Jin, X. M. Wu, and L. J. Zhuge//Research Letters in Physical Chemistry.- 2008.- V.2008.- P.1-5.
7. *Wang X.H*. Ultrafast thermal plasma physical vapor deposition of thick SiC films / X.H. Wang, K. Eguchi, C. Iwamoto and T. Yoshida // Science and Technology of Advanced Materials.- 2003.- V.4,№ 2.- P.159-165.
8. *Jin C.G*. Room temperature deposition of amorphous SiC thin films using low energy ion bombardment /C.G. Jin, T. Yu, Y. Zhao, Y. Bo, X.M. Wu, L.J. Zhuge // Physica E.- 2011.- V.43,№ 10.- P.1863-1866.
9. *ElGazzar H*. Preparation and characterizations of amorphous nanostructured SiC thin films by low energy pulsed laser deposition / H. ElGazzar, E. Abdel-Rahman, H.G. Salem, F. Nassar // Applied Surface Science.- 2010.- V.256,№ 7.- P.2056–2060.
10. *Paton B.E*. Composite materials deposited from the vapour phase in vacuum / B. E. Paton, B. A. Movchan // Sov. Technol. Rev., Section C. - Weld. Surf. Rev. – 1991. – № 2. – P. 43–64.
11. *Costa A.K*. Characterization of ultra-hard silicon carbide coatings deposited by RF magnetron sputtering // A.K. Costa, S.S. Camargo Jr., C.A. Achete, R. Carius //Thin SolidFilms.- 2000.- V.377–378.- P.243-248.
12. *Knotek O*. Amorphous SiC PVD coatings./O. Knotek, F. Lfffler, L. Wolkers // Diamond Relat. Mater.- 1993.- V.2,№ 2-4.- P.528-530.
13. *Simão R.A*. Magnetron sputtering SiC films investigated by AFM / R.A. Sima˜o, A.K. Costa, C.A. Achete, S.S. Camargo Jr.// Thin Solid Films.- 2000.- V.377–378/- P.490-494.
14. *Jin-Seok Lee*. Effect of Al4SiC4 additive on the densification of β-silicon carbide under vacuum / Young-Soo Ahn, Toshiyuki Nishimura, Hidehiko Tanaka, Sea-Hoon Lee // Journal of the European Ceramic Society. - 2012. - V.32, № 3.-P. 619-625.
15. *Wen-Jun Li*. Preparation of TiB2–SiC Eutectic Composite by an Arc-Melted Method and Its Characterization / Rong Tu, Takashi Goto // Materials Transactions. - 2005. -V.46, № 11. - P. 2504-2508
16. *Kyeong Sik Cho*. Microstructure and Mechanical Properties of Spark-Plasma-Sintered SiC-TiC Composites / Kwang Soon Lee // Key Engineering Materials. - 2005. - V.287. – P. 335-339.
17. *Kyeong Sik Cho*. Effects of Al, B and C Additives on Microstructure and Mechanical Properties of Spark-Plasma-Sintered SiC Ceramics / Kwang Soon Lee // Key Engineering Materials. - 2005. - V.287. - P. 329-334.

Р О З Д І Л 5

Підвищення надійності та подовження ресурсу енергетичного обладнання і систем

Керівник розділу – академік НАН України А.А. Долінський

ПРОЕКТ 5.1

Розробка методів подовження ресурсу котлів електростанцій шляхом регулювання локальних температур та складу продуктів згоряння в топках

5.1.2. Подовження ресурсу екранів топки котла ТПП-312 шляхом зменшення високотемпературної газової корозії за допомогою керування структурою течії в об'ємі топки при спалюванні вугілля

УДК 62-97

ПОДОВЖЕННЯ РЕСУРСУ ЕКРАНІВ ТОПКИ КОТЛА ТПП-312 ШЛЯХОМ ЗМЕНШЕННЯ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ ГАЗОВОЇ КОРОЗІЇ ЗА ДОПОМОГОЮ КЕРУВАННЯ СТРУКТУРОЮ ТЕЧІЇ В ОБ'ЄМІ ТОПКИ ПРИ СПАЛЮВАННІ ВУГІЛЛЯ

С.Г. КОБЗАР, канд. тех. наук, академік НАН України **А.А. ХАЛАТОВ**
(Інститут технічної теплофізики НАН України)

Розроблено кінетичну модель утворення сірководню в топках котлів ТЕС при спалюванні пиловидного вугілля, що містить сірку. Проведено математичне моделювання роботи топки котла ТПП 312 ДТЕК Ладижинська ТЕС. Визначено зони підвищеної концентрації сірководню біля труб нижньої радіаційної частини для основних режимів навантаження котла та визначено причину їх утворення. Аналіз умов виникнення зон підвищеної концентрації сірководню показав, що причиною їх виникнення є наявність відновлювального середовища. Проведені дослідження по впливу перерозподілу між пальниками вторинного повітря та вугілля на концентрацію сірководню біля поверхонь труб. Розроблено метод управління процесом горіння пиловугільного котла ТПП 312. В даному методі для зменшення високотемпературної газової корозії труб нижньої радіаційної частини, яка спричинена сірководнем, запропоновано виконати перерозподіл витрати вторинного повітря по пальникам першого ярусу, а саме: збільшення витрати вторинного повітря в центральних тилових пальниках на 3 % та відповідного зменшення витрати вторинного повітря у бокових тилових пальниках при незмінній витраті вугілля. Різниця у витратах вторинного повітря між боковими та центральними пальниками першого ярусу на тилу котла потрібно тримати на рівні 5 – 6 %. Даний метод управління процесом горіння пиловугільного котла ТПП 312 має теоретичну ефективність по зниженню високотемпературної газової корозії близько 20 %.

Ключові слова: *високотемпературна газова корозія, горіння вугілля, математичне моделювання, метод управління, пальник, сірководень*

Енергетика України є базовою галуззю економіки, що забезпечує роботу всього господарського комплексу країни. Встановлена потужність генеруючого обладнання у 2012 році складала 53,8 млн. кВт, з яких 54,5 % розміщено на теплових електростанціях (ТЕС і великі ТЕЦ). Стан безпеки теплових електростанцій сьогодні визначається залишковим ресурсом роботи енергоблоків, можливостями їх оновлення чи заміни з використанням високоефективних та екологічно чистих вугільних енерготехнологій та перспективами паливопостачання ТЕС.

Проблема подовження ресурсу блоків теплових електростанцій є актуальною задачею. Особливо гостро ця проблема стосується енергоблоків, що працюють на вугіллі. В цих блоках додатковим фактором, який впливає на стабільність роботи, є вплив часток вугілля та його продуктів горіння на труби радіаційних частин топки, пароперегрівачів та конвективних частин. При спалюванні вугілля, що містить сірку у енергетичних котлах з багатьма пальниками, виникають сприятливі умови для утворення сірководню біля поверхонь труб нижньої радіаційної частини. В наслідок чого виникає високотемпературна газова корозія, яка призводить до зменшення товщини стінок на окремих ділянках, що веде до їх розриву при досягненні критичної товщини та аварійній зупинці блоку. Зменшити негативний вплив сірководню на труби, можна шляхом аеродинамічного керування потоком біля труб.

© С.Г. КОБЗАР, А.А. ХАЛАТОВ, 2015

Для розробки методу аеродинамічного керування доцільно застосовувати методи комп'ютерного моделювання. Стандартні пакети прикладних програм не дозволяють враховувати утворення сірководню під час спалювання вугілля в топці котла, але існує можливість додавати необхідні реакції шляхом додаткового кодування тіла програми пакету. Для цього необхідно провести аналіз реакцій та вибрати ті що в умовах середовища топки котла мають визначальний характер.

Метою роботи є подовження ресурсу труб екранів топки котла ТПП 312 за рахунок зменшення високотемпературної газової корозії шляхом аеродинамічного керування процесом горіння вугільного пилу в середині топки котла. Для досягнення мети використовувалися методи математичного моделювання.

Об'єкт дослідження. Котлоагрегат ТПП 312 виробництва Таганрогського котельного заводу, має П-подібну компоновку, топка котла відкритого типа. Вертикальна компоновка котла представлена на рис. 1.

Котли були введені в експлуатацію на ДТЕК Ладижинська ТЕС у 1970-1971 рр., мають індивідуальний розрахунковий ресурс у 320 тис. годин. Залишковий ресурс на 01.01.13 р. блоків становив 90 – 110 тис. годин, або 15 – 18 років, при теперішньому навантаженні на блоки. Котел оснащений 16-ма пальниками, розташованими у два яруси. Детальний опис котла наведений у роботах [1, 2].

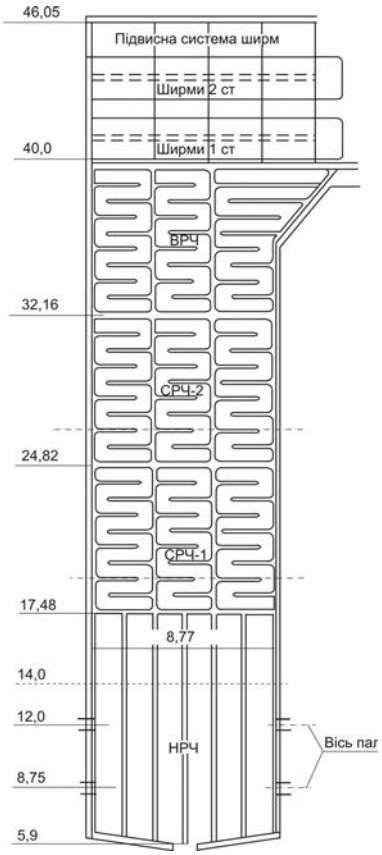


Рис. 1. Вертикальна компоновка топки котла ТПП 312

Механізм утворення сірководню при спалюванні пиловидного вугілля. Сірка в вугіллі міститься у вигляді органічних та неорганічних сполук. Неорганічні сполуки сірки в основному представлені у вигляді сполук сірки з залізом. Найбільш поширеною сірковмісною неорганічною домішкою в вугіллі є пірит. Проведений аналіз робіт [3 - 5] дозволив виявити, що основний вклад в утворення сірководню при факельному спалюванні вугілля вносить неорганічна частка сірки палива , яка знаходиться у паливі в основному у вигляді піриту FeS_2. Пірит є більш твердим, порівняно з вугіллям, матеріалом і після системи приготування пилу, міститься у пиловугільному паливі у вигляді окремих часточок. При потраплянні у зону горіння з піритом проходять процеси термічної деструкції з виділенням молекулярної сірки у газову фазу, реакції окислення та відновлення.

Проведений аналіз наявних літературних джерел [6 – 12] дозволив запропонувати механізм утворення сірководню при спалюванні пиловидного вугілля, який складається з наступних чотирьох глобальних реакцій:

$$\begin{aligned} FeS_2 &\rightarrow FeS + \frac{1}{n}S_n \\ S_2 + 2O_2 &\rightarrow 2SO_2 \\ S_2 + 2H_2 &\leftrightarrow 2H_2S \\ H_2S + 1{,}5O_2 &\rightarrow H_2O + SO_2 . \end{aligned} \qquad (1)$$

Рівняння хімічних реакцій (1) разом з виразами для визначення кінетичної швидкості реакцій дозволяють врахувати всі основні особливості утворення сірководню під час факельного спалювання пиловугільного палива.

Аналіз рівнянь механізму утворення сірководню (1), дає можливість зробити висновок, що в утворення сірководню лімітується концентрацією водню в зонах де присутня молекулярна сірка. При розрахунках теплового стану в середині топки котла для зменшення витрат машинного часу, реакціями

утворення водню нехтують [1]. Для визначення умов та концентрацій сірководню необхідно ввести до розгляду основні реакції утворення водню під час спалювання пиловугільного палива. Виділення водню з вугільних часток починається з моменту виділення летких. В окислювальному середовими він швидко згоряє. Крім того до появи водню призводять наступні реакції :

$$CO + H_2O = CO_2 + H_2. \quad (2)$$

$$C + H_2O = CO + H_2. \quad (3)$$

Реакції утворення водню (2) та (3) треба доповнити реакцією окислення водню киснем повітря:

$$2H_2 + O_2 = H_2O. \quad (4)$$

Реакції (2) – (4) описують глобальні реакції в яких з'являється та витрачається водень під час горіння вугілля. Детальний опис кінетичної моделі утворення сірководню при спалюванні вугільного пилу надано в роботі [13].

Визначення коефіцієнтів витрати вторинного повітря системи подачі повітря. З роботи [3] відомо, що нерівномірний розподіл вторинного повітря між пальниками одного ярусу призводить до виникнення сприятливих умов для утворення сірководню. Система подачі вторинного повітря на кожний ярус пальників складається з двох окремих гілок, які розташовані з лівої та правої сторін котла. При наближенні до тилу котла короб квадратного перетину розміром 2406х2406 мм розділяється на два прямокутні 1200х2406 мм, внутрішній йде на крайній та центральний тилові пальники, а зовнішній вздовж бокової сторони котла спрямований до фронту котла де далі повертає та йде на крайній та центральний фронтальні пальники. Результати розрахунків тракту вторинного повітря для пальників першого та другого ярусу дозволили отримати реальні коефіцієнти витрати для бокових та центральних пальників. Розраховані коефіцієнти витрат для нижнього ярусу наведені в табл. 1.

Таблиця 1. Розподіл витрати вторинного повітря по пальникам нижнього ярусу. Навантаження 280 МВт$_е$

Витрата повітря на вході, кг/с	Середня витрата на один пальник, кг/с	Реальна витрата по пальникам			
		Пальник № 1 (фронт бік), кг/с	Пальник № 2 (фронт центр), кг/с	Пальник № 12 (тил бік), кг/с	Пальник № 11 (тил центр), кг/с
62,972	15,743	16,144	15,476	16,128	15,224
		Коефіцієнт витрати пальника			
		1,0255	0,983	1,0244	0,967

Результати розрахунку коефіцієнтів витрати окремих пальників використовувалися для завдання граничних умов при моделюванні термогазодинаміки внутрішнього простору топки котла.

Термогазодинаміка топкового простору котла ТПП 312. Комп'ютерна модель котла була побудована в препроцесорі пакета прикладних програм Phoenics. Використовуючи модифіковані моделі горіння вугілля [1, 2], що враховують особливості горіння вугілля, що використовується на станції та розроблений механізми утворення сірководню та водню [13] були проведені необхідні кодування програмного комплексу Phoenics.

Результати розрахунків полів швидкості, температури та концентрацій показали, що процес горіння пиловугільного палива завершується в межах нижньої радіаційної частини (НРЧ). Вище НРЧ проходять лише газофазні реакції. Процес термічної деструкції піриту завершається у межах запального поясу. Взаємодія струменів пальників призводить до наближення часток піриту до фронтової стіни котла в простір під пальниками першого ярусу. Це призводить до утворення молекулярної сірки біля поверхонь екранів. В цих зонах присутній водень, що створює необхідні умови для утворення сірководню.

Результати розрахунків показали, що зони підвищеної концентрації сірководню розташовані на висоті 0,3 – 0,5 м від поду котла на фронті, тилу та в кутах топки в межах запального поясу. На рис. 2 – 5 наведені концентрації сірководню, водню, молекулярної сірки, та кисню у поперечному перерізі топки котла на висоті 0,3 м від поду топки для навантаження котлоагрегату 280 МВт$_е$.

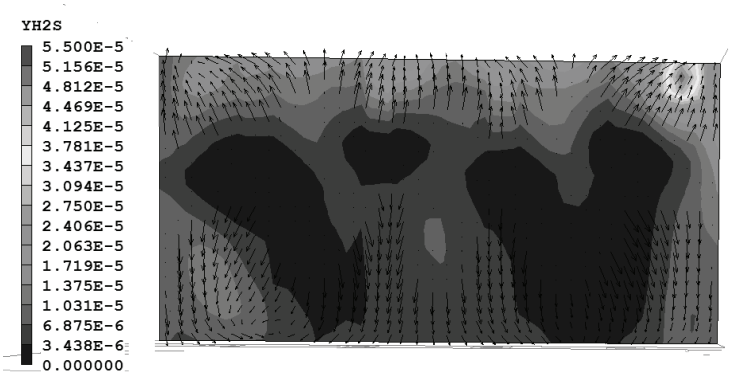


Рис. 2. Розподіл концентрації сірководню на відстані z = 0,3 м від поду топки

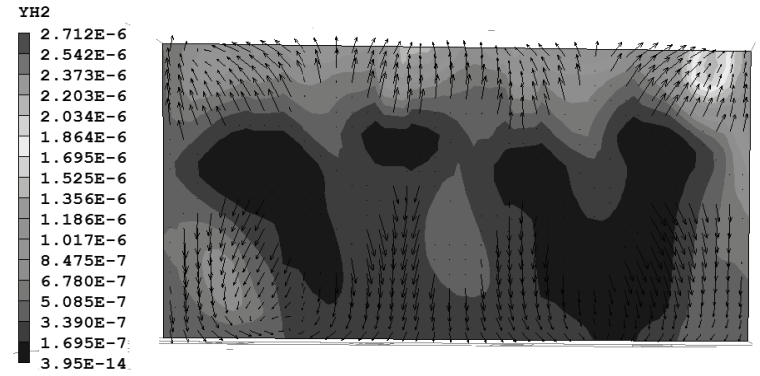


Рис. 3. Розподіл концентрації водню на відстані z = 0,3 м від поду топки

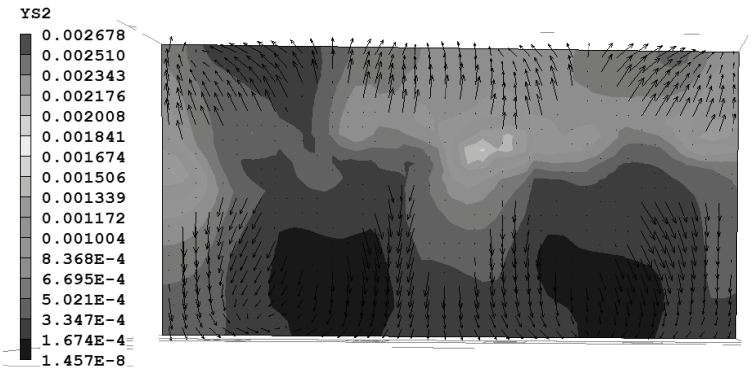


Рис. 4. Розподіл концентрації молекулярної сірки на відстані z = 0,3 м від поду топки

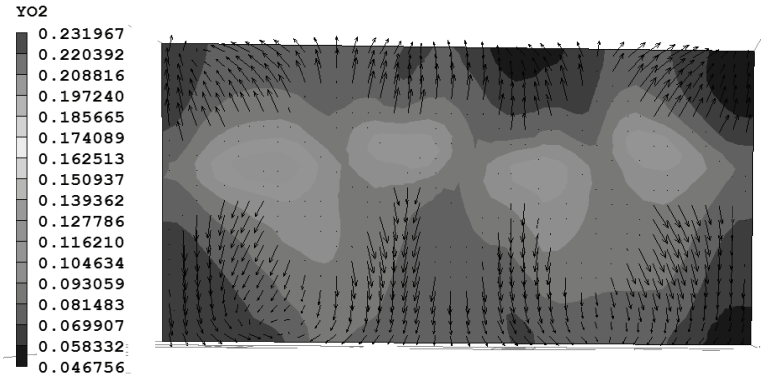


Рис. 5. Розподіл концентрації кисню на відстані z = 0,3 м від поду топки

Результати розрахунків, що наведені на рис. 1 – 4, підтверджують висновки роботи [4], що необхідною умовою утворення сірководню є наявність відновлюваного середовища. В зонах підвищеного

вмісту сірководню біля поверхонь труб буде спостерігатися зона підвищеної корозії, що спричинена високотемпературної газовою корозією.

Розташування зон підвищеної концентрації сірководню біля поверхонь НРЧ при основних навантаження котлоагрегату. Для виявлення зон підвищеної концентрації сірководню були проведені розрахунки термогазодинаміки внутрішнього простору топки котла для основних режимів навантаження блоку 210 та 280 МВт$_e$. Витрати вторинного повітря були задані з врахуванням індивідуальних коефіцієнтів витрат пальників.

При роботі котла на навантаженні 280 МВт$_e$, на фронті котла спостерігається утворення двох зон підвищеної концентрації сірководню. Перша зона розташована по центру фронтальної сторони, яка охоплює центральні пальники першого ярусу та простирається до центральних пальників другого ярусу. Результати розрахунку концентрації попелу в цьому місці, показали, що тут сприятливі умови для утворення рідкого шлаку, який захищає поверхні труб від агресивної дії сірководню. Найбільш небезпечною зоною підвищеної концентрації сірководню – є кутові. Вони розташовані в низу правої та лівої сторін фронту котла. Зона агресивної дії сірководню охоплює труби до бокових пальників. На тилу котла, як і на фронті, спостерігаються дві зони підвищеної концентрації сірководню: перша по центру, а друга з лівої та с правої сторін НРЧ. Інтенсивність та площа зон з підвищеною концентрацією сірководню менша ніж на фронті котла. На бокових поверхнях спостерігається утворення двох зон підвищеної концентрації сірководню. Перша розташована вздовж усієї бокової поверхні. Вона починається на висоті 0,2 – 0,4 м від поду котла та має протяжність по висоті приблизно 0,5 м. Біля фронтальних панелей ця зона по висоті сягає пальників нижнього ярусу. Друга зона розташована на середині бокових поверхонь, яка починається на висоті 6,5 м від поду котла.

Аналіз результатів по концентрації сірководню біля поверхонь НРЧ при навантажені 210 МВт$_e$ показав, що в низу топки характер розташування концентрації сірководню носить схожий характер, як і при навантаженні 280 МВт$_e$. Основний руйнівний вплив на матеріал труб очікується на лівій та правій бокових поверхнях на фронті та тилу котла на відстані 0 – 3 м від бокових поверхонь. Слід зазначити, що при навантаженні 210 МВт$_e$, концентрація сірководню на бокових поверхнях більше, ніж при навантажені 280 МВт$_e$. На відміну від навантаження 280 МВте, при навантаженні 210 МВте, зона підвищеної концентрації сірководню, що розташована на бокових сторонах топки на висоті 6,5 м відсутня.

За результати обстежень стану труб НРЧ співробітниками Лабораторії металів ДТЕК Ладижинська ТЕС, показали, що сліди високотемпературної газової корозії, що спричинена сульфатним окисленням заліза матеріалу труб, спостерігаються в кутах топки котла (1 - 1,2 мм/рік) та в центрі тилового екрану на висоті 0,3 – 0,5 м від поду топки (1,0 мм/рік). По висоті зона високотемпературної газової корозії становить 0,5 – 0,7 м. Також спостерігається зменшення товщини стінок труб по середині бокових екранів на висоті 5 – 7 м. Результати розрахунків термогазодинаміки топки котла для навантаження 210 – 280 МВт$_e$ підтверджуються результатами обстежень Лабораторії металів ДТЕК Ладижинська ТЕС.

Отримані результати по розташуванню зон підвищеної концентрації сірководню біля поверхонь труб нижньої радіаційної частини для основних режимів навантаження котла ТПП 312, дають можливість використовувати їх в якості карти розташування зон підвищеної концентрації сірководню для планування заходів з локального захисту труб НРЧ від шкідливого впливу сірководню на матеріал труб.

Дослідження впливу перерозподілу повітря у пальниках на утворення сірководню біля поверхонь труб топки котла. Для виявлення впливу перерозподілу вторинного повітря на утворення сірководню попередньо були проведені розрахунки з реальними коефіцієнтами витрат (табл. 1) та рівномірним розподілом витрати вторинного повітря по пальникам першого ярусу. Вплив перерозподілу вторинного повітря на утворення сірководню контролювався в поперечному перетині топки котла, що розташований на висоті 0,7 м від поду топки в якому за результатами експлуатації блоків спостерігається підвищений знос труб.

Результати моделювання показали, що вирівнювання витрати вторинного повітря на пальниках першого ярусу призводить до трансформації розподілу сірководню у контрольованому перетині. При рівномірній подачі вторинного повітря в два рази зменшується максимальна концентрація сірководню, а локальні максимуми перемішуються на тил котла, при цьому зони підвищеної концентрації сірководню розташовані біля поверхонь труб НРЧ, але концентрація сірководню нижче. Рівномірна подача вторинного

повітря у пальники першого ярусу призводить до трансформації температурного поля. Максимальна температура майже на змінюється, а розподіл температури по перерізу становиться більш рівномірним. Аналіз полів швидкостей у контрольованому перетині показав, що для забезпечення відновлювального середовища біля поверхонь тилових та бокових екранів необхідно збільшити концентрацію окислювача в центральній групі тилових пальників. Враховуючи діапазон регулювання витратою вторинного повітря між боковим та центральним тиловими пальниками були проведені розрахунки термогазодинаміки внутрішнього простору топки котла. Виявилося, що оптимальним з точки зору зниження концентрації сірководню біля поверхонь є розподіл вторинного повітря з коефіцієнтами витрати 0,967 у тилові бокові пальники № 9 та № 12 та з коефіцієнтом витрати 1,0244 у центральні тилові пальники № 10 та № 11. Перерозподіл вторинного повітря від рівномірної витрати складає +3 % у тилові центральні пальники та -3 % у тилові бокові пальники. Витрата вторинного повітря у пальники на фронті залишається незмінною (табл. 1). Результати розрахунків показали, що запропонований перерозподіл вторинного повітря в тилових пальниках першого ярусу дозволяє істотно зменшити концентрацію сірководню біля фронту та тилу топки котла та на 40 % зменшити його концентрацію біля бокових поверхонь. В результаті запропонованого перерозподілу вторинного повітря розподіл температури залишається задовільним.

Дослідження впливу перерозподілу витрати вугілля у пальниках на утворення сірководню біля поверхонь труб топки котла. Дослідження впливу перерозподілу вугілля по пальникам першого ярусу на концентрацію сірководню було проведено шляхом комп'ютерного моделювання термогазодинаміки топки котла. За основу був взятий рівномірний розподіл вторинного повітря по пальникам першого ярусу. Досліджувався варіант збільшення витрати вугільного пилу у фронтальні та тилові бокові пальники з одночасним зменшенням витрати вугільного пилу у центральні пальники на фронті та тилу котла, також розглядався випадок збільшення витрати палива у центральні пальники з одночасним зменшенням витрати вугілля у бокові пальники. В обох варіантах витрата вторинного повітря, та первинного повітря, що йде на транспортування вугільного пилу до пальників, залишалися незмінними. При застосуванні перерозподілу вугілля в пальниках першого ярусу спостерігається зміна поля концентрації сірководню та температури в контрольованому перетині. Кращий результат при рівномірному розподілі вторинного повітря, дає випадок зі зменшенням на 5 % витрати вугілля у бокові пальники при збільшенні витрати вугільного пилу на 5 % у центральні пальники. В даному випадку вдається зменшити концентрацію сірководню біля тилової поверхні НРЧ приблизно на 40 %, біля бокових поверхонь зниження концентрації сірководню не спостерігається. Зміна температурного поля носить незначний характер.

Порівнюючи результати попереднього розділу з результатами даного розділу можна зробити висновок, що при розробці методу керування аеродинамікою в топці котла з метою зменшення високотемпературної газової корозії, яка спричинена сірководнем, доцільно використовувати перерозподіл вторинного повітря.

Розробка методу управління процесом спалювання вугілля в топці котла ТПП 312 для зменшення високотемпературної газової корозії топкових екранів. Проведене математичне моделювання роботи топки котла на різних режимах навантаження дозволило запропонувати метод управління процесом спалювання вугілля в об'ємі топки котла ТПП 312, який базується на перерозподілі витрати вторинного повітря по пальниках першого ярусу. В даному методі для зменшення високотемпературної газової корозії труб нижньої радіаційної частини, яка спричинена сірководнем, запропоновано виконати перерозподіл витрати вторинного повітря по пальникам першого ярусу, а саме: збільшення витрати вторинного повітря в центральних тилових пальниках на 3 % та відповідного зменшення витрати вторинного повітря у бокові тилові пальники при незмінній витраті вугілля. Різниця у витратах вторинного повітря між боковими та центральними пальниками першого ярусу на тилу котла потрібно тримати на рівні 5 – 6 %.

Метод управління процесом горіння пиловугільного котла з переліченими ознаками дозволяє створити відновлювальне середовище в критичних зонах нижче пальників першого ярусу біля поверхонь труб НРЧ. Застосування зазначеного методу управління дозволяє окислити більшу частину сірководню, що утворився підчас спалювання сіркомісткого вугілля в середині топки котла ТПП 312 та зменшити концентрацію сірководню безпосередньо біля труб НРЧ внизу топки, що приведе зменшення

високотемпературної газової корозії металу труб НРЧ. Результати математичного моделювання роботи топки котла показали, що метод дозволяє зменшити концентрацію сірководню біля труб нижньої частини НРЧ на 40 %. Таким чином теоретична ефективність методу по зниженню високотемпературної газової корозії складає близько 20 %.

Висновки

1. Розроблено кінетичну модель утворення сірководню в топках котлів ТЕС при спалюванні вугілля, що містить сірку.

2. Складено карту зон підвищеної концентрації сірководню біля поверхонь НРЧ для основних навантаження котлоагрегату та визначено причину їх утворення.

3. Розроблено метод управління процесом горіння пиловугільного котла ТПП 312 який має теоретичну ефективність по зниженню високотемпературної газової корозії близько 20 %.

1. *Кобзар С.Г., Халатов А.А.* Визначення зон підвищеної ерозії топкових екранів в залежності від режиму навантаження котлоагрегату ТПП 312 Ладижинської ТЕС// Пром. теплотехніка. — 2011. — т. 33, № 4. — С. 55-62.
2. *Халатов А.А., Кобзар С.Г., Головатюк П.М., Березницький О.О.* Застосування методів комп'ютерного моделювання при розробці заходів з реконструкції енергоблоків теплоелектростанцій// Енергетика та Електрифікація. – 2008. - № 6, - С. 48 – 55.
3. *Иванова И.П., Мещеряков В.Г.* Образование сероводорода в пылеугольном факеле при сжигании АШ// Теплоэнергетика. – 1980. - № 1. – С. 28 – 32.
4. *Мещеряков В.Г., Самарина Л.П., Иванова И.П.* Образование сероводорода в пылеугольном факеле при сжигании ГСШ// Теплоэнергетика. – 1981. - № 8. – С. 61 - 65.
5. *Иванова И.П.. Жуков И.Т., Мещеряков В.Г., и др*. Высокотемпературная коррозия экранов НРЧ котла ТПП 312А при сжигании донецкого газового угля с жидким шлакоудалением// Электрические станции. – 1982. - № 4. – С. 18 - 22.
6. *Attar A.* Chemistry, thermodynamics and kinetics of reactions of sulphur in coal-gas reactions: A Review// Fuel. – 1978. - vol.57, April. – pp. 201 – 212.
7. *Coats A.W., Bright N.* The kinetics of the thermal decomposition of pyrite// Canadian Journal of Chemistry. – 1966. - vol. 41. – pp. 1191 – 1195.
8. *Luganov V.A., Shabalin V.I.* Behaviour of pyrite during heating// Canadian Metallurgical Quarterly. – 1982, vol.21, No. 2. – pp. 157 – 162.
9. *Hoare I., Hurst H., Stuart W., White T.* Thermal decomposition of pyrite: kinetic analysis of thermogravimetric data by predictor-corrector numerical methods// J. Chem. Soc., Faraday Trans. 1. – 1988, - vol.84, part 9. – pp. 3071 – 3077.
10. *Hong Y., Fegley B.* The kinetics and mechanism of pyrite decomposition// Phys. Chem. – 1997. – vol. 101., No. 12. – pp. 1870 – 1881.
11. *Hu G., Dam-Johansen K., Wedel S., Hansen J.P* Decomposition and oxidation of pyrite // Progress in Energy and Combustion Science. – 2006. – vol 32. – pp. 295 – 314.
12. *Бабушок В.И., Дакданча А.Н.* Глобальные кинетические параметры для высокотемпературных газофазных реакций// Физика горения и взрыва. – 1993. – т.29, № 4. – С.48 – 80.
13. *Кобзар С.*Г., *Халатов А.А.* Кінетична модель утворення сірководню в топках котлів ТЕС при спалюванні вугілля, що містить сірку// Пром. теплотехніка. — 2014. — т. 36, № 3. — С. 5 - 12.

5.2.2. Удосконалення технології зварювання високотемпературних діафрагм і напрямних апаратів проточної частини потужних парових турбін для підвищення надійності експлуатації і ресурсу енергоблоків ТЕС України

УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ДИАФРАГМ ПРОТОЧНОЙ ЧАСТИ ПАРОВЫХ ТУРБИН

А.К. ЦАРЮК[1], к.т.н., **В.Ю. СКУЛЬСКИЙ**[1], д.т.н., **Л.С. ЗАХАРОВ**[1], к.т.н., **В.П. ЕЛАГИН**[1], инж., **А.Р. ГАВРИК**[1], инж., **С.И. МОРАВЕЦКИЙ**[1], инж., **Г.Н. СТРИЖИУС**[1], инж., **М.А. НИМКО**[1], инж., **А.Н. ГУБСКИЙ**[2], инж., **А.В. ВАВИЛОВ**[2], инж., **А.Г. КАНТОР**[2], инж.
([1]ИЭС им. Е.О. Патона,
[2]АО «Турбоатом», г. Харьков)

Характерными особенностями узлов, составляющих проточную часть турбины, являются воздействие на них динамических и вибрационных усилий в процессе их работы и высокие требования к точности изготовления. В этих конструкциях широкое применение находит сочетание в одном узле различных марок сталей. В настоящее время конструкции проточной части в сварном варианте получили достаточное применение в практике турбостроения.

При изготовлении высокотемпературных сварных диафрагм для цилиндров высокого (ЦВД) и среднего давления (ЦСД) в качестве материала для тела и обода диафрагмы обычно применяются теплоустойчивые стали перлитного класса типа 15Х1М1Ф. Направляющие лопатки изготавливаются из жаропрочных хромистых сталей типа 15Х11МФ, 15Х12ВНМФ (ЭИ-802) либо 18Х11МФБ. Для бандажей (бандажной ленты) наибольшее применение имеет нержавеющая хромистая сталь 12Х13. При изготовлении высокотемпературных диафрагм эти стали необходимо сваривать в различном сочетании между собой. Учитывая, что указанные стали относятся к разным структурным классам, их сварка связана с известными трудностями в части обеспечения требуемых физико-механических и служебных свойств сварных соединений, а также их надежной эксплуатации в условиях ползучести при рабочих температурах от 480 °С до 600 °С. Поэтому целью настоящей работы являлась оптимизация технологического процесса сварки деталей из разнородных сталей при изготовлении высокотемпературных диафрагм для повышения надежности и ресурса проточной части паровых турбин.

Диафрагмы относятся к наиболее массовым сварным узлам турбоагрегатов. Стационарные паровые турбины могут содержать значительное количество ступеней (до 20) и соответственно такое же количество диафрагм разных типоразмеров. С помощью диафрагм цилиндр турбины разбивается на отдельные отсеки. В направляющем аппарате диафрагм потенциальная энергия парового потока превращается в кинетическую. Кроме того создается направление потока. Направляющий аппарат состоит из решетки направляющих лопаток, которые образуют сопловые каналы.

Диафрагма является одной из наиболее ответственных деталей турбины. Диафрагма имеет горизонтальный разъем и состоит из двух половин. Одна половина закрепляется в нижней, вторая в верхней половине корпуса цилиндра (рис. 1). Диафрагмы вставляются непосредственно в расточки корпуса или в специальные обоймы, закрепляемые в корпусе [1, 2].

Типовая конструкция сварной диафрагмы паровой турбины (рис. 2) состоит из тела, обода и решетки направляющих лопаток, включающей в себя внутреннюю и наружную бандажные ленты с пробитыми отверстиями, в которые вставлены направляющие лопатки. Бандажные ленты, выгнутые по цилиндрической поверхности, обычно изготавливаются из полосы толщиной 4 - 10 мм. При сборке решетки лопатки устанавливаются в пазах бандажных лент с заглублением на 2-3 мм. Для обеспечения надежной связи лопаток с телом и ободом их торцы привариваются по контуру отверстия технологическим сварным швом заподлицо с бандажной лентой (рис. 3). Затем решетка лопаток вместе с бандажом приваривается основными силовыми швами к телу и ободу диафрагмы (рис. 4). Типовая форма

© А.К. ЦАРЮК, В Ю. СКУЛЬСКИЙ, Л.С. ЗАХАРОВ, В.П. ЕЛАГИН, А.Р. ГАВРИК, С.И. МОРАВЕЦКИЙ, Г.Н. СТРИЖИУС, М.А. НИМКО, А.Н. ГУБСКИЙ, А.В. ВАВИЛОВ, А.Г. КАНТОР, 2015

разделки кромок под сварку основных швов диафрагмы показана на рис. 4 б. Эти швы являются наиболее напряженными участками сварных диафрагм, поскольку связывают бандажные ленты и лопатки с телом и ободом и через них на обод диафрагмы передаются усилия, воспринимаемые лопатками от давления рабочей среды. Обычно высота швов, соединяющих решетку с телом и ободом, составляет 0,2-0,3 ширины профиля. Дальнейшее увеличение высоты шва нецелесообразно, так как приводит к чрезмерной деформации конструкции при сварке.

Рис. 1. Контрольная сборка диафрагм в корпусе ЦСД

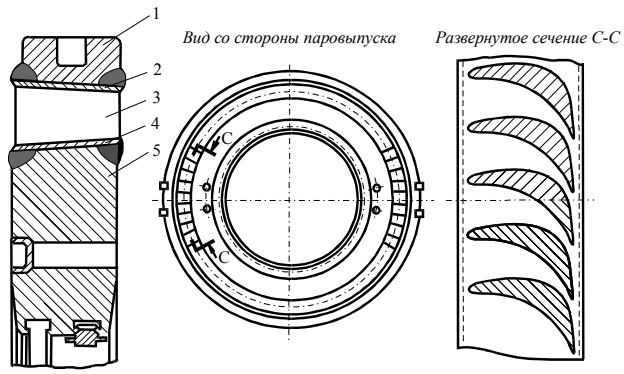


Рис. 2. Типовая конструкция сварной диафрагмы паровой турбины: 1 – обод; 2 – верхняя бандажная лента; 3 – направляющие лопатки; 4 – нижняя бандажная лента; 5 – тело

а

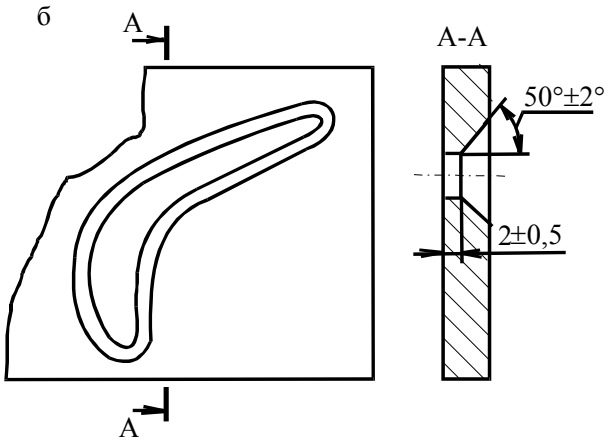
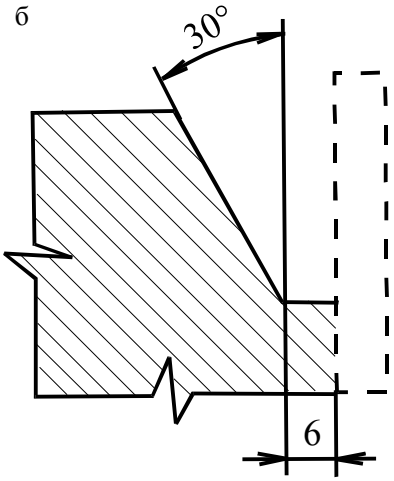


Рис. 3. Приварка торцов направляющих лопаток к бандажным лентам технологическим сварным швом: а – общий вид решетки после приварки; б – форма и размеры разделки под приварку лопаток по контуру профильных отверстий в бандажной ленте

Как показывают расчеты [3] и результаты экспериментов [4] , напряжения в диафрагмах распределены не равномерно и являются наибольшими в лопатках и швах, примыкающих к разъему. Причем эти напряжения резко уменьшаются по мере удаления от разъема. Испытания диафрагм до разрушения [5] подтверждает, что разрушение начинается, как правило, со сварных швов околоразъемных лопаток у тела, т.е. в месте, которое согласно расчету является наиболее напряженным. Требования, предъявляемые к точности изготовления диафрагм, предусматривают необходимость выдерживания основных размеров проточной части в пределах очень жестких допусков. Для удовлетворения предъявляемых требований на всех стадиях технологического процесса изготовления диафрагм должны специально предусматриваться мероприятия, обеспечивающие необходимую точность геометрии конструкции. Эти мероприятия включают в себя сборку и сварку узлов диафрагм в специальных приспособлениях, обеспечивающих необходимую точность установки входящих деталей, учет сварочных

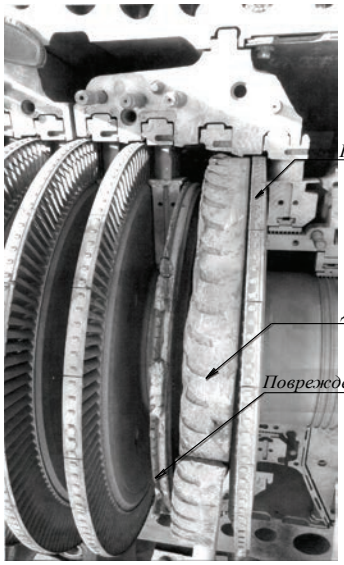
деформаций при просечке пазов в бандажных лентах и применение при сварке дополнительных жесткостей, уменьшающих коробление конструкции.

а

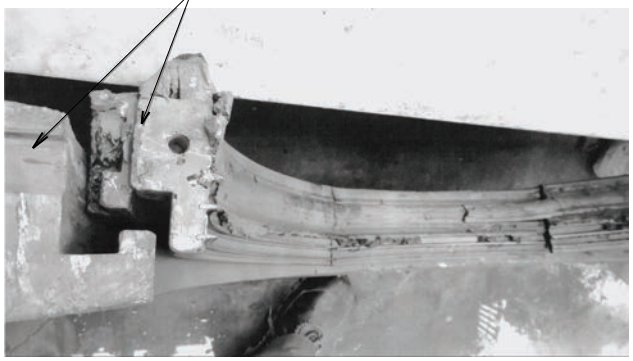


б

Рис. 4. Сборка половины диафрагмы под сварку силовых швов: а – общий вид собранной диафрагмы; б – типовая форма разделки кромок в теле (ободе) под ручную электродуговую сварку силовых швов



а



б

в

г

Рис. 5. Повреждения диафрагм и рабочих лопаток турбины К-160-130: а – повреждение диафрагмы и рабочих лопаток 9 ступени ЦВД; б – разрушение высокотемпературной диафрагмы 9 ступени ЦВД; в – общий вид повреждений в проточной части ЦВД; г – растрескивание направляющего аппарата 10 ступени ЦВД

Основной причиной, вызывающей отклонение размеров диафрагмы от заданных, являются сварочные деформации. Пробивка пазов в бандажных лентах и механическая обработка изделия

производятся достаточно точно и допуски на выполнение этих операций полностью укладываются в пределы общих допусков для диафрагм. В то же время сварочные деформации, как правило, превышают допустимые по условиям работы конструкции.

При длительной работе паровых турбин на ТЭС имеют место аварийные ситуации проточной части ЦВД и ЦСД, связанные с разрушением высокотемпературных диафрагм. На рис. 5, а, б, в, г представлены повреждения таких диафрагм и рабочих лопаток.

Основные повреждения в процессе длительной эксплуатации наблюдаются в сварных соединениях направляющих лопаток с телом и ободом диафрагмы. Разрушение происходит по зоне сплавления торца направляющей лопатки с металлом сварного шва. Эта зона является наиболее высоконагруженным и уязвимым участком диафрагмы и определяет работоспособность диафрагмы в целом. Причиной образования повреждений и выхода из строя направляющих аппаратов, по-видимому, является влияние технологических факторов при изготовлении диафрагм, а также формирование напряженно-деформированного состояния в конструктивных узлах диафрагм при рабочих условиях эксплуатации турбины.

Для выяснения возможного влияния технологических факторов при изготовлении сварных высокотемпературных диафрагм представляет интерес проведение анализа процесса сборки сварки и термообработки диафрагм на ОАО «Турбоатом» (г. Харьков) [6].

Технологическая инструкция по изготовлению сварных диафрагм предусматривает выполнение всех регламентируемых работ в строгом соответствии с требованиями ОСТ 108.021.04-78 [2], РТМ 108.020.35-81 [7], а также конструкторской документации СКБ «Турбоатом».

Для элементов сварных высокотемпературных диафрагм применяются следующие сварочные материалы:

● покрытые электроды ЭА-395/9 – для приварки направляющих лопаток из стали 15Х12ВНМФ (ЭИ-802) или 15Х11МФА к бандажной ленте из стали 12Х13;

● покрытые электроды ТМЛ-3У – для сварки решетки с телом и ободом диафрагмы.

Фиксация направляющих лопаток в пазах бандажной ленты в процессе сборки производится с помощью прихваток длиной 10-15мм. Обварка лопаток по контуру производится за один проход. Сварка производится одновременно по наружному и внутреннему бандажам, начиная с середины сегмента по 2-3 лопатки, затем со стороны разъема и т.д. Сварка решетки производится только при ее горизонтальном положении.

Применение электродов ЭА-395\9 для сборки и сварки хромистых сталей при изготовлении решетки дает возможность исключить предварительный подогрев и проведение послесварочной термической обработки (высокий отпуск 690 °С). Сборка и сварка производится без подогрева на постоянном токе обратной полярности. Режим сварки для электрода Ø 3,0 мм: сварочный ток Iсв.= 60-80 А.

Сварка выполняется короткой дугой узкими валиками. Сварку ведут «снизу-вверх». Участки шва приварки лопатки, расположенные вертикально или наклоненные на угол не более 15° к вертикали, допускается сваривать в направлении «сверху - вниз».

Сборка диафрагмы (соединение решетки с телом диафрагмы и ободом) производится в специальном приспособлении электродами ТМЛ-3У или ЦЛ-20 с помощью прихваток длиной 80-120 мм с местным подогревом места прихватки до температуры 250-300 °С.

Химический состав металла, наплавленного этими электродами, приведен в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав металла, наплавленного покрытыми электродами для сварки высокотемпературных диафрагм

Марка электрода	Массовая доля элементов, в %							
	C	Mn	Si	Mo	Cr	V	S	P
ТМЛ-3У	0,06--0,12	0,50--0,90	0,15--0,40	0,40--0,70	0,80--1,25	0,15--0,30	≤0,025	≤0,030
ЦЛ-20	0,06--0,12	0,60--0,90	0,18--0,40	0,40--0,70	0,80--1,25	0,12--0,30	≤0,025	≤0,030

Собранная диафрагма передается на сварку. Сварка диафрагмы производится теми же электродами (табл. 1.) с предварительным и сопутствующим подогревом не ниже 300 °С.

Заполнение разделок приварки решетки к телу и ободу диафрагмы необходимо начинать со стороны паровпуска. В процессе сварки должна производиться периодическая кантовка диафрагмы на 180 °С. Количество кантовок определяется технологическим процессом сварки данной диафрагмы.

В процессе сварки круговых швов необходимо производить проковку швов. Проковка первого и последнего слоя не производится. Порядок заполнения разделок представлен на рис. 6. Заполнение разделки выполняется участками длинной 250-350мм в направлении от середины к краям. В первую очередь с учетом кантовки диафрагмы сваривается слой со стороны тела, далее со стороны обода и т.д., постоянно чередуя наложение слоев в швах приварки решетки к телу и ободу.

После сварки диафрагмы, не допуская охлаждения ниже 300 °С, произвести ее посадку в печь и выполнить отпуск при температуре 710-720 °С. Нагрев до температуры отпуска должен быть со скоростью 50-60 °С/час. Допускается перерыв между сваркой и термообработкой до 72 ч. при условии выдержки сварного узла после сварки при температуре подогрева в течение 5-ти часов и замедленного охлаждения. Выдержка при температуре – 6-12ч. Охлаждение со скоростью не более 50 °С/час до температуры 150 °С.

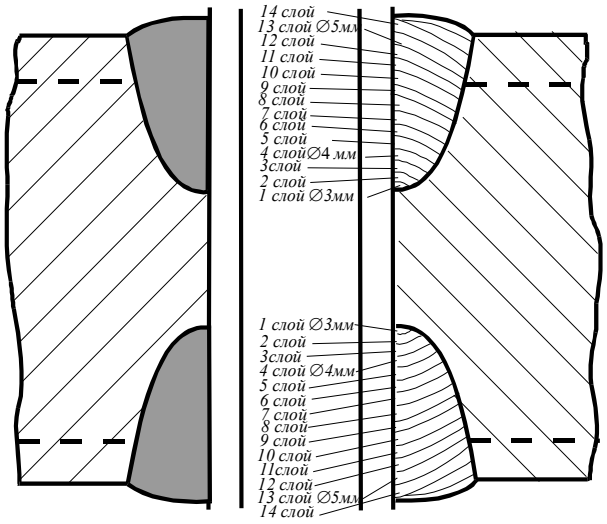


Рис. 6. Порядок заполнения разделок силовых швов

Проведенный анализ причин повреждений высокотемпературных диафрагм (рис. 5), а также изучение действующего технологического процесса сварки направляющего аппарата и силовых швов диафрагмы показывает, что одним из определяющих факторов разрушения является низкий уровень служебных характеристик металла силовых швов (предел прочности и предел ползучести). Применяемые для ручной сварки силовых швов покрытые электроды типа ТМЛ-3У или ЦЛ-20 не могут обеспечить требуемые служебные свойства сварных соединений направляющих лопаток из стали 15Х11МФА с телом и ободом диафрагмы из стали 15Х1М1ФЛ. По показателям длительной прочности металл сварного шва, выполненного указанными электродами, значительно уступает даже литой стали 15Х1М1ФЛ тела и обода. Это свидетельствует о необходимости усовершенствования существующей технологии сварки соединений диафрагмы. В связи с вышеизложенным выбор прогрессивных сварочных материалов и усовершенствование технологии сварки высокотемпературных диафрагм является весьма важной задачей. Актуальность ее решения возрастает в связи с необходимостью создания турбогенераторов нового поколения с высокими параметрами пара (температура до 600 $^{\circ}$С и давление 300 бар).

Предварительно был проведен маркетинговый поиск покрытых электродов для сварки теплоустойчивых сталей хромомолибденовой и хромомолибденованадиевой композиции, обеспечивающих гарантированный предел длительной прочности ($\boldsymbol{\sigma}_{д.\ п}$) металла шва при 570 °С за 100 тысяч часов на уровне 140-150 МПа ($\boldsymbol{\sigma}_{д.\ п}$ стали 15Х1М1ФЛ при 570 °С за 100 тысяч часов составляет 100 МПа). Были рассмотрены электроды отечественного производства, а также электроды РФ, фирмы «Бёлер» (Германия), фирмы «Эсаб» (Швеция) и других зарубежных производителей. По результатам маркетингового поиска предпочтение было дано электродам производства фирмы «Бёлер» (Германия):

● Thermanit MTS-4 (основные покрытые хромистые электроды (хром до 11 %), для сварки сталей, эксплуатирующихся при температурах до 580 °С);

● Phoenix SH Kupfer 3КС (основные покрытые электроды Cr-Mo-V композиции для сварки компонентов, работающих при температурах до 600С).

Сравнительные исследования указанных электродов показали несколько лучшие сварочно - технологические свойства при применении электродов Phoenix SH Kupfer 3КС.

Содержание основных элементов и содержание газов в металле наплавленном указанными электродами приведено в табл. 2.

Таблица 2. Химический состав металла, наплавленного электродами MTS-4 и Kupfer 3КС

Марка	Химический состав, масс, %													
	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	V	Mo	Nb	Cu	P	S	$[N_2]$	$[O_2]$
MTS-4	0,16	0,20	0,53	10,5	0,51	0,47	0,21	0,87	0,046	<0,1	0,017	0,007	0,03	0,052
Kupfer 3КС	0,12	0,35	0,91	1,38	0,07	–	0,25	1,0	–	<0,1	0,021	0,012	0,03	0,048

Содержание диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле исследовалось с помощью спиртовой пробы [8]. Результаты исследования показали, что содержание диффузионного водорода в наплавленном металле при сварке электродами MTS-4 находится на уровне $H_{диф.}$ = 2,1 - 2,3см^3/100 г., а при сварке электродами Kupfer 3КС составляет $H_{диф.}$ = 1,8 - 2,0 см^3/100 г. В соответствии с [8] уровень диффузионного водорода $H_д$ в наплавленном металле должен быть ниже 5,0см^3/100 г., что отвечает предъявляемым требованиям для обеих марок покрытых электродов.

Таким образом, проведенные сравнительные испытания сварочно-технологических свойств покрытых электродов для сварки комбинированных соединений теплоустойчивых сталей Cr-Mo-V композиции и хромистой стали с 11-12 % Cr показали, что для выполнения силовых швов высокотемпературных диафрагм принципиально подходят испытанные марки электродов MTS-4 и Kupfer 3КС.

Склонность к замедленному разрушению сварных соединений из стали 15Х12ВНМФА оценивали с помощью испытаний по методу Implant и сварки технологических проб типа Tekken (ГОСТ 26388-84) при использовании выбранных электродов. Критерием стойкости против замедленного разрушения по методу Implant является критическое напряжение, выше которого развивается разрушение опытных соединений. Напряжение в соединении рассчитывается как отношение нагружающего усилия к сечению образца.

Результаты испытаний Implant представлены на рис. 7, а, б. Как видно из приведенных данных рисунков по сравнению со сваркой без подогрева, существенный рост критических напряжений имеет место при подогреве более 150 °С. Максимальный уровень напряжений соединения стали 15Х12ВНМФ выдерживают при $T_П \approx 250$°С. Этому условию соответствует самое высокое сопротивление трещинообразованию. Подогрев до более высокой температуры в данных условиях эксперимента не давал преимущества. Сопротивление образованию трещин оставалось приблизительно на том же уровне, как и у соединений сваренных с подогревом 250 °С.

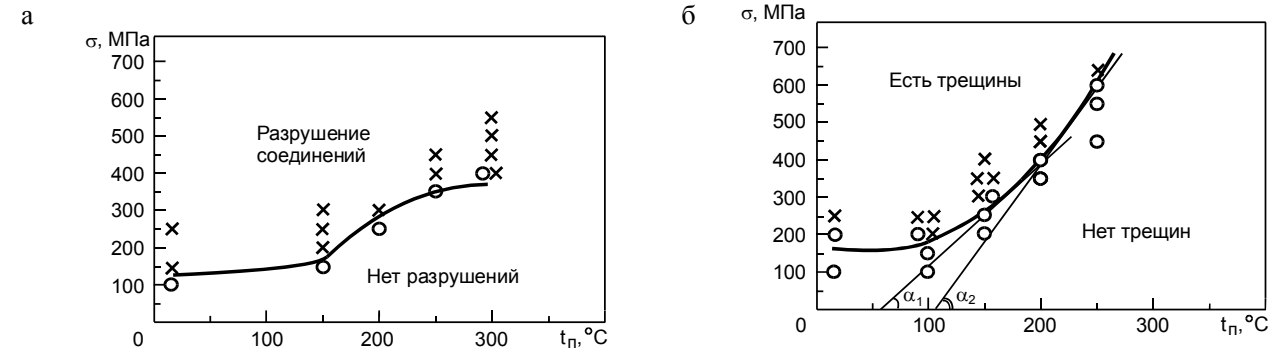


Рис. 7. Влияние температуры предварительного подогрева стали 15Х12ВНМФА на склонность к замедленному разрушению по методу Implant: а – критические напряжения разрушения при сварке электродами MTS-4; б – критические напряжения разрушения при сварке электродами Kupfer 3КС

Результаты испытаний по методу Implant сварных соединений стали 15Х12ВНМФА, выполненных электродами Kupfer 3КС, представлены на рис. 7, б, где окружностями обозначены условия испытаний, при которых отсутствовало замедленное разрушение, скрещенными штрихами – условия, вызывающие разрушения. Кривая, разграничивающая области наличия и отсутствия трещин, представляет собой ориентировочные значения критических напряжений.

Подогрев до 100 °С практически не сказывается на трещиностойкости – критические напряжения остаются на том же уровне, что и при сварке без подогрева. При Тп выше 100 °С трещиностойкость заметно возрастает, что указывает на целесообразность применения подогрева выше 100 °С. При применении температур подогрева 200…250 °С стойкость против замедленного разрушения возрастает более интенсивно, чем при подогреве в интервале 150…200 °С. Это подтверждается более крутым подъемом кривой на участке 200…250, чем на участке 150…200 °С (или большим углом α_2 наклона касательной к кривой на участке 200…250 °С, чем α_1 на участке 150…200 °С).

Полученные результаты испытаний подтверждают, что для обеспечения высокой стойкости сварных соединений стали 15Х12ВНМФА против замедленного разрушения при использовании электродов Kupfer 3КС следует применять предварительный подогрев в интервале 200…250°С. При исследовании макрошлифов установлено, что основным видом структуры наплавленного металла является высокоотпущенный бейнит, образующийся без предварительной деформации (из литого металла) с коагулированными карбидами.

Таким образом, исследования показали, высокую сопротивляемость наплавленного металла образованию холодных трещин при условии сварки соединения стали 15Х12ВНМФА с предварительным и сопутствующим подогревом до температуры 250 °С.

Для уточнения теплового режима сварки были выполнены дополнительные испытания трещиностойкости с применением сварки жестких соединений типа Tekken. Сварку технологических проб Tekken выполняли электродами Thermanit MTS-4 и Kupfer 3КС без подогрева и с предварительным подогревом при 150, 200 и 250 °С. После сварки стыки подвергали термическому отдыху – выдержке в печи с температурой 200°С. После отдыха соединения охлаждали на спокойном воздухе до комнатной температуры и давали вылежаться в течение 48 ч. Такая выдержка необходима для обеспечения возможности развития замедленного разрушения в соединениях, склонных к трещинообразованию, и проверки гарантированной стойкости соединений против этого вида разрушения. После этого проводили осмотр шва и ЗТВ с помощью лупы с 4-х кратным увеличением и микроскопа МБС.

Было установлено, что при сварке технологических проб без предварительного подогрева во всех случаях образуются холодные трещины.

Результаты оценки технологической прочности при сварке проб с подогревом 150 °С, 200 °С и 250 °С представлены в табл. 3.

Таблица 3. Влияние температуры предварительного подогрева Тп на скорость охлаждения металла ЗТВ и склонность к замедленному разрушению стыковых проб Tekken на стали 15Х12ВНМФА

Тп, °С	**150**	**200**	**250**
$W_{5/3}$, °С/с	9,7	6,3	4,2
Наличие трещин	Есть	Нет	Нет

Полученные результаты подтверждают необходимость использования предварительного подогрева до 200...250 °С для обеспечения высокой стойкости сварных соединений стали 15Х12ВНМФА против образования холодных трещин. При этом необходимым условием обеспечения требуемого теплового режима сварки, является получение скорости охлаждения $W_{5/3}$ металла ЗТВ на уровне, не превышающем 9 °С /с.

Исследования показали, что при температуре подогрева 150 °С в металле шва могут образовываться трещины. В зоне термического влияния трещины отсутствуют. При повышении температуры до 200 °С трещины в любых зонах сварного соединения отсутствуют. Учитывая необходимость обеспечения запаса технологической прочности, при разработке технологии РЭДС стали, была установлена температура предварительного и сопутствующего подогрева на уровне 250 °С.

Таким образом, на основании полученных результатов можно рекомендовать следующий подход к сварке соединений стали 15Х12ВНМФ и 15Х1М1ФЛ:

- сварка с предварительным подогревом 200…250 ºС при обязательном контроле температуры, с целью предотвращения ее снижения ниже 200 ºС;

- отдых после сварки при температуре 200 ºС в течение времени, определяемом из соотношения 10 мин/1мм толщины шва (определено экспериментально из условия обеспечения стойкости против образования холодных трещин в технологической пробе со швом толщиной ~5 мм при выдержке при указанной температуре в течение 20 мин);

- охлаждение соединения до температуры ниже ~150 º (для завершения распада остаточного аустенита);

- проведение высокого отпуска.

Выбор оптимального режима термической обработки произведен на основании результатов сериальных измерений твердости сварных соединений (в шве и ЗТВ) и испытаний на ударный изгиб металла швов после различных режимов отпуска.

Результаты измерения твердости в состояниях после сварки и отпуска приведены на рис. 8. Видно, что после резкого спада твердости в процессе отпуска в течение 2 ч дальнейшая выдержка приводит к постепенному снижению значений твердости для всех зон соединения. Более резко твердость начинает снижаться после выдержки более 12 ч. При этом после отпуска в течение 16 ч твердость металла ЗТВ в стали 15Х1М1Ф достигает 173 HV (что соответствует твёрдости по Бринеллю ~ 163 НВ), в стали с Cr – 12 % – 246 HV (или ~235 НВ). При всех режимах отпуска твердость швов занимает промежуточное положение. После 16 ч отпуска шов имеет 215 HV (204 НВ).

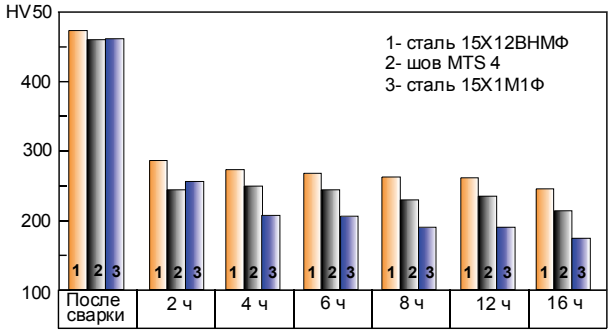


Рис. 8. Влияние длительности отпуска комбинированных сварных соединений на твердость металла шва и участков ЗТВ на удалении 0,2…0,5 мм от линии сплавления

При проведении термической обработки важно не допустить ухудшение механических свойств основного металла и металла в зоне сварного соединения. В данном случае такой характеристикой может быть прочность, пропорциональная величине твердости. Как видно из рис.9 а, твердость металла ЗТВ в стали 15Х12ВНМФ снижается ниже твердости стали в исходном состоянии (пунктирная линия на уровне 244 HV) после отпуска при 720 ºС с продолжительностью более 16 ч. Металл ЗТВ со стороны стали 15Х1М1Ф (рис. 9 б) приобретает твердость ниже твердости исходной стали после выдержки в течение 8…12 ч.

Следовательно, отпуск более 8 ч ведет к разупрочнению сварных соединений (как ЗТВ, так и, вероятно, основного металла) в области стали 15Х1М1Ф. В стали 15Х12ВНМФ такое разупрочнение происходит при отпуске более 16 ч.

Исходя из результатов измерений твердости, можно заключить, что продолжительность отпуска должна быть не более 8 ч.

Результаты проверки влияния режима отпуска на ударную вязкость (KCV) металла шва представлены на рис. 10. Из приведенных в данных следует, что после всех выдержек при 720 ºС швы имели достаточно высокие значения KCV. Таким образом, для отпуска исследуемых комбинированных соединений можно рекомендовать режим: температура 720 ºС, длительность 8 ч.

Для испытания на статическое растяжение использовали поперечные образцы из сварного соединения и продольные образцы из метала шва. Для испытания на ударный изгиб – поперечные образцы с острым надрезом по шву (тип IX, ГОСТ 6996-66). Испытания проводили при комнатной (20 ºС) и при рабочей температурах (570 ºС). Для испытаний на статическое растяжение при 20 ºС использовали образцы типа II, при 570 ºС – типа IV по ГОСТ 6996-66.

Результаты испытаний приведены в табл. 4.

Таблица 4. Механические свойства сварных соединений типа 15Х1М1Ф + 15Х12ВНМФ, сваренных электродами Thermanit MTS 4 (отпуск 720 °С, 8 ч)

$T_{исп}$, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	Ψ, %	KCV, Дж/см^2	$\sigma_в$, МПа	Ψ, %	Место разрушения
	Металл шва					Сварное соединение		
20	557,7 553,8 555,75	690,7 717,7 704,2	– * 22,75	57,9 55,0 56,45	93	569,1 554,2 561,65	48,6 57,6 53,1	ЗТВ ЗТВ
570	321,7 317,6 319,65	395,0 381,6 388,3	29,2 30,3 29,75	84,3 80,7 82,5	195,5 184,3 192,4 190,7	379,7 371,6 375,65	68,8 67,0 67,9	ЗТВ ЗТВ

*Разрушение за базой.

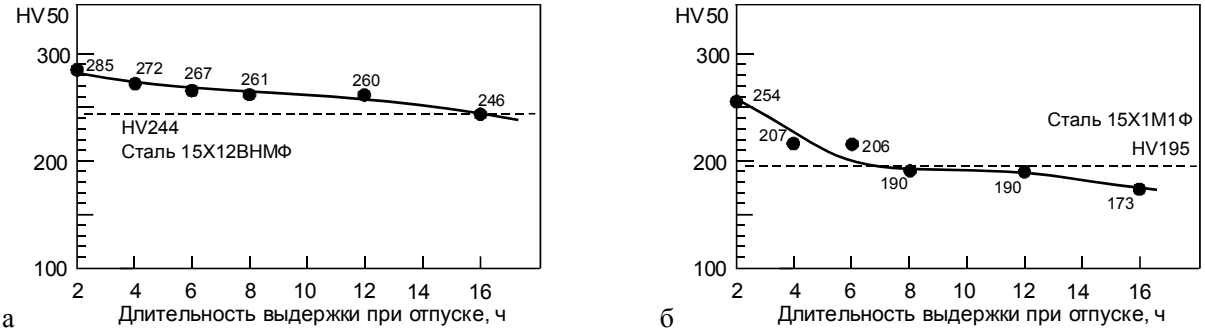


Рис. 9. Изменение твердости метала ЗТВ при отпуске сварных соединений при 720 ºС в сравнении с исходной твердостью стали: а – ЗТВ стали 15Х12ВНМФ; б – ЗТВ стали 15Х1М1Ф

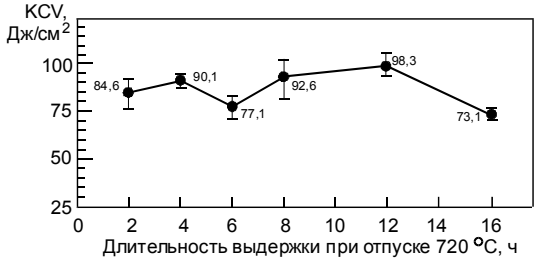


Рис. 10. Влияние длительности отпуска при 720 ºС на KCV металла швов соединений стали 15Х1М1Ф и стали 15Х12ВНМФ, сваренных электродами Thermanit MTS4

Во всех случаях при испытаниях на статическое растяжение поперечных образцов разрушение проходило по металлу ЗТВ одной из свариваемых сталей в зависимости от температуры испытаний. При Т исп =20ºС разрушение шло по стали 15Х1М1Ф, при 570 ºС – по стали 15Х12ВНМФ.

Изучены особенности микроструктуры в состоянии после сварки и после ранее определенного оптимального отпуска при 720 ºС в течение 8 ч. Выявление микроструктуры на полированных шлифах производили двухступенчатым травлением:

- химическим в 3 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты;
- электрохимическим в хромовой кислоте при напряжении 8 В в течение 20 с.

Первое травление использовано для выявления структуры в низколегированной стали, второе – в шве и высоколегированной стали.

Выявлены следующие особенности строения основного металла и сварных соединений.

Прежде всего следует отметить, что для микроструктуры сварного соединения, особенно металла ЗТВ, характерно неоднородное строение. В большей мере микронеоднородность проявляется в ЗТВ в стали 15Х1М1Ф. Здесь, в силу возможности образования ряда продуктов превращения аустенита и частичного их видоизменения под воздействием термодеформационных циклов при многопроходной сварке, формируются микроучастки с различной интенсивностью травления и с различным окрашиванием.

Особенностью структуры металла ЗТВ в стали 15Х1М1Ф после высокого отпуска является появление участков α-феррита, расположенных вдоль границы со швом. Имеются области в виде прослоек, состоящие только из феррита, и области со смешенной структурой в виде зерен феррита и продуктов отпуска исходной игольчатой структуры закалки. Ферритная прослойка на разных уровнях поперечного сечения соединения имеет различную ширину, которая изменяется от ~0,7 до ~1,4 мм. В шве вдоль границы раздела шов/ЗТВ образовалась карбидная прослойка (гряда), которая после травления приобрела темную окраску.

Развитие структурной неоднородности вдоль границы ЗТВ/шов является следствием диффузионного перераспределения углерода, вызванное различием в содержании карбидообразующих элементов в основном металле и шве. В данном соединении определяющее влияние на развитие неоднородного распределения углерода оказало различие в легировании хромом низколегированной стали и высоколегированного шва. Углерод имеет свойство скапливаться в области с большим содержанием хрома. В данном случае, обеднение углеродом прилежащих ко шву участков привело к появлению α-феррита, а его скопление в шве – к повышенной концентрации карбидов. Такая структурная неоднородность характерна для комбинированных соединений и может формироваться как при сварке, так и при отпуске. Исключить ее появление, не меняя легирования шва или технология сварки, в целом не представляются возможным.

Структура ЗТВ хромистой высоколегированной стали после отпуска исходного мартенсита представляет собой феррито-карбидную смесь, сформировавшуюся в результате выделения карбидов по границам первичных аустенитных зерен и по субграницам внутри зерен. Кроме продуктов отпуска мартенсита в структуре ЗТВ встречаются отдельные зерна δ-феррита, изначально находящиеся в основном металле.

Установлено, что в ЗТВ исследуемой стали имеется участок с более низкой твердостью. Можно считать, что именно по этой зоне разупрочнения (ЗР) произошло разрушение разрывных образцов при испытании при 570 ºС.

Дополнительно проведено металлографическое исследование микроструктуры металла в зоне разрушения. Металл разрушался при развитии пластического течения, что было видно по выстраиванию рядов дисперсных внутризеренных выделений вдоль направлений деформации. В местах, где в структуре отпущенного мартенсита присутствовал δ-феррит, разрушение проходило по межфазным границам δ-феррит/мартенсит; разрушений по ферритной фазе не обнаружено.

Таким образом, можно полагать, что снижение прочности в ЗТВ в стали 15Х12ВНМФ может быть связано с тонкими структурными изменениями и с дополнительным доотпуском, обусловленными воздействием сварочного нагрева.

Структура шва типа Thermanit MTS4 с высоким содержанием хрома, также, как и стали 15Х12ВНМФ, после отпуска исходного мартенсита представляет собой однородную мелкодисперсную феррито-карбидную смесь. Твердость в шве изменяется от ~250 HV вблизи кромки низколегированной стали до ~290 HV у высокохромистой стали.

На основании проведенных исследований разработаны основные положения принципиальной технологии сварки и термической обработки комбинированных соединений стали 15Х1М1ФЛ со сталью 15Х12ВНМФА.

Для окончательного выбора марки электродов для сварки силовых швов были изготовлены образцы сварных соединений стали 15Х1М1ФЛ со сталью 15Х12ВНМФА, выполненные электродами Thermanit MTS4 и Phoenix SH Kupfer 3KC для испытания на длительную прочность и ползучесть при 570°С. По

результатам этих испытаний будет принято техническое решение по выбору и применению электродов для сварки штатных изделий.

Выводы

1. Диафрагма является одной из наиболее ответственных узлов проточной части паровой турбины, отвечающей за обеспечение надежности и работоспособности турбоагрегата и в целом энергоблока ТЭС.

2. Существующая технология сварки высокотемпературных диафрагм ЦВД и ЦСД не обеспечивает надежности работы проточной части мощных паровых турбин, способствует снижению ресурса эксплуатации и приводит к аварийным ситуациям на ТЭС.

3. Изучены особенности эксплуатационных повреждений в сварных узлах высокотемпературных диафрагм. Показано, что основные повреждения в процессе длительной эксплуатации образуются в сварных соединениях направляющих лопаток с телом и ободом диафрагм. Разрушение происходит по зоне сплавления торца направляющей лопатки с металлом сварного шва.

4. Для повышения эксплуатационной работоспособности и надежности высокотемпературных диафрагм выбраны новые материалы для сварки силовых швов, а также разработаны основные положения принципиальной технологии сварки и термообработки, обеспечивающие высокое качество и требуемые служебные свойства комбинированных соединений.

1. *Шляхин П.Н*. Паровые и газовые турбины / П.Н. Шляхин. – М.: Энергия. 1974. – 224 с.
2. *ОСТ 108.021.04-78*. Турбины паровые стационарные. Диафрагмы сварные, аппараты направляющие. Общие технические условия.
3. *Меллерович Г.М*. Исследование напряженного состояния корпусов и диафрагм паровых турбин / Г.М. Меллерович, Е.Н. Пелипенко, М.И. Покрасса [и др.]// – Проблемы прочности. – 1969. – № 4. – С. 19-22.
4. *Напряжения* и деформации в деталях паровых турбин/ общ. ред. А.Н. Подгорного. – К.: Наукова думка. 1978. – 275 с.
5. *Кулагина Г.Ф*. Экспериментальное исследование напряжений и прогибов диафрагм/ Г. Ф. Кулагина // – Книга: Исследование элементов паровых и газовых турбин и осевых компрессоров. М.: – 1960. – . 333-346.
6. *Технологическая* инструкция ТИ –656. Диафрагмы сварные, подготовка под сварку, сварка, термообработка и контроль качества/ ОАО «Турбоатом». – 2007.
7. *Руководящие* технические материалы РТМ 108.020.35-81. Турбины паровые стационарные. Сварка и термическая обработка диафрагм и направляющих аппаратов. Основные положения.
8. *Козлов Р.А*. Сварка теплоустойчивых сталей/ Р.А. Козлов. – Л.: Машиностроение. 1986. – 160 с.

ПРОЕКТ 5.4

Підвищення надійності та подовження ресурсу газовідвідних трактів котельних установок при глибокому охолодженні відхідних газів

УДК 621.1.016:621.184

ПІДВИЩЕННЯ НАДІЙНОСТІ ТА ПОДОВЖЕННЯ РЕСУРСУ ДИМОВИХ ТРУБ КОТЕЛЬНИХ УСТАНОВОК ПРИ ГЛИБОКОМУ ОХОЛОДЖЕННІ ВІДХІДНИХ ГАЗІВ

Н.М. ФІАЛКО, Р.О. НАВРОДСЬКА, С.І. ШЕВЧУК, Г.А. ПРЕСІЧ, А.І. СТЕПАНОВА
(Інститут технічної теплофізики НАН України, Київ)

Проведено аналіз ефективності застосування ряду теплових методів антикорозійного захисту газовідвідних трактів для підвищення надійності та подовження ресурсу димових труб котельних установок комунальної теплоенергетики при застосуванні сучасних теплоутилізаційних технологій. Розглянуто такі теплові методи запобігання конденсатоутворенню у відвідних газоходах та димових трубах як: часткове байпасування відхідних газів котла повз теплоутилізатор, підсушування охолоджених після теплоутилізації газів у газопідігрівачах та теплоізоляція зовнішньої поверхні димової труби. Виконано зіставлення основних характеристик тепловологісного стану в усті цегляних, залізобетонних різного типу та металевих димових труб при застосуванні зазначених теплових методів та їхніх комплексів, а також визначено необхідні умови для забезпечення нормативних режимів роботи вказаних труб у широкому діапазоні зміни параметрів роботи котлів протягом опалювального періоду. Використання розробки дозволить підвищити надійність та рівень безпеки газовідвідних трактів котелень, включаючи димові труби, в комунальній теплоенергетиці України при експлуатації котельних установок з глибоким охолодженням відхідних газів. При цьому буде досягнуто підвищення ККД котла на 4-8 % та відповідне зменшення шкідливих викидів у навколишнє середовище.

Ключові слова: *котельні установки, теплоутиізаційні технології, димові труби різного типу, конденсатоутворення, запобігання корозії, теплові методи захисту, довговічність*

Одним з пріоритетних напрямів енергозбереження в комунальній теплоенергетиці України є заощадження паливно-енерегтичних ресурсів шляхом використання єфективних теплоутиилізаційних технологій, що дозволяють збільшити ККД котлів на 4-8 % з відповідним зменшенням шкідливих викидів у навколишнє середовище.

Нагальною проблемою при підвищенні енергоефективності теплогенеруючих об'єктів, як відомо, є низький термін служби димових труб через конденсатоутворення на їхній внутрішній поверхні. Ефективність застосування відомих теплових методів захисту газовідвідних трактів [1-5] при використанні сучасних теплоутилізаційних технологій з глибоким охолодженням відхідних димових газів котельних установок суттєво залежить від режимів експлуатації і конструкційних особливостей відвідних газоходів та димових труб.

Традиційно в котельнях комунальної сфери здебільшого проектувались цегляні та металеві димові труби. Останнім часом все більше поширення в комунальній теплоенергетиці знаходять залізобетонні димові труби. Це пов’язано, головним чином, з їхньою економічністю при спорудженні та експлуатації [6].

Димові труби із цегли, монолітного та збірного залізобетону, а також металу, залежно від умов експлуатації відрізняються конструктивно, і кожна конструкція має свої переваги та слабкі сторони. При проектуванні систем теплового захисту газовідвідних трактів котельних установок з теплоутилізацією відхідних димових газів необхідно враховувати режими охолодження димових труб для запобігання їхнього корозійного руйнування.

Мета роботи полягає у підвищенні довговічності та надійності димових труб котельних установок комунальної теплоенергетики при застосуванні технологій глибокої утилізації відхідних відхідних газів з системами теплового захисту газовідвідних трактів.

В межах даної роботи досліджувалась ефективність використання для антикорозійного захисту залізобетонних, металевих та цегляних димових труб різних теплових методів запобігання

© Н.М. ФІАЛКО, Р.О. НАВРОДСЬКА, С.І. ШЕВЧУК, Г.А. ПРЕСІЧ, А.І. СТЕПАНОВА, 2015

конденсатоутворенню у газовідвідних трактах котелень.

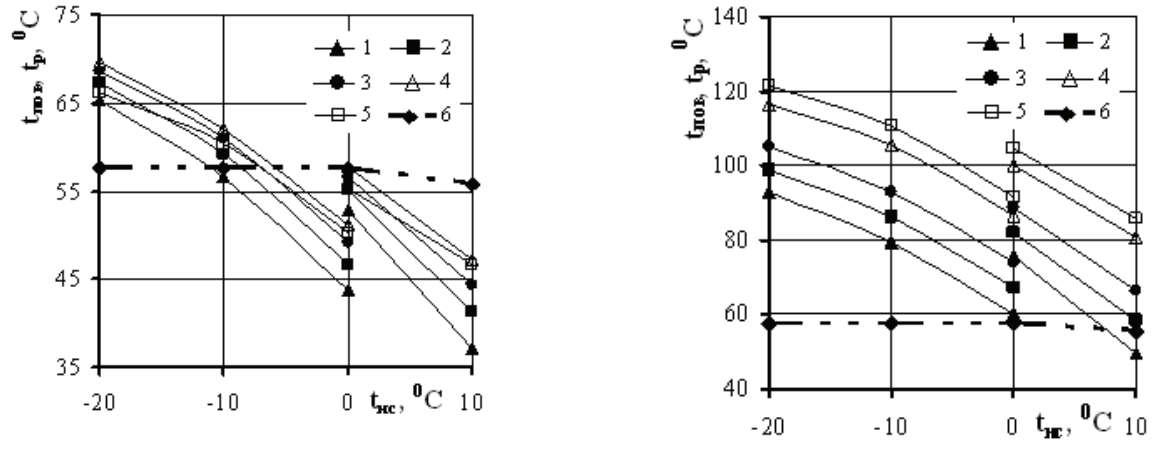
Для безпечної експлуатації газовідвідного тракту (за відсутності в ньому конденсатоутворення при дотриманні умови $t_{пов} \geq t_р$) необхідно, як очевидно, підвищувати температуру внутрішньої поверхні газовідвідного тракту $t_{пов}$ або знижувати температуру точки роси $t_р$ шляхом зменшення вологовмісту димових газів.

При проведенні досліджень для запобігання конденсатоутворенню у димових трубах різного типу застосовувались такі теплові методи: два методи, пов'язані зі зниженням вологості димових газів перед їхнім надходженням до газовідвідних трактів, а саме, метод часткового байпасування цих газів повз теплоутилізатор і метод підсушування димових газів у поверхневому теплообміннику за теплоутилізаційним обладнанням, а також метод теплоізоляції поверхні димових труб.

Розрахунки $t_{пов}$ та $t_р$ виконувались для різних температур відхідних газів котла в номінальному режимі $t_{гн}$ (160-200 ºС) при зміні в широкому діапазоні режимних характеристик котла, що пов'язано із забезпеченням теплового графіка котельні протягом опалювального сезону (в залежності від температури навколишнього середовища, яка змінювалась в межах $t_{нс}$ = -10 ÷10 ºС), для значення коефіцієнта надлишку повітря α = 1,1 у димових газах, а також при близьких геометричних параметрах димових труб різного типу. При цьому розглядалися такі умови роботи котелень, за яких при температурі навколишнього середовища близькій до 0°С, коли теплове навантаження котлів зазвичай становить 50 % від номінального, відбувається переведення відповідного числа котлів у номінальний режим при зменшенні загальної кількості працюючих котлів.

Розглянемо результати розрахункових досліджень щодо ефективності застосування методу байпасування газів, який полягає у пропусканні частини χ гарячих газів від котла повз теплоутилізаційне устаткування з наступним їх змішуванням з газами, що охололи у цьому устаткуванні. При цьому підвищуються температури суміші газів $t_{см}$ на вході у газовідвідний тракт і точки роси $t_р$. Доля байпасування χ повинна забезпечувати збільшення $t_{см}$ до значення, яке відповідатиме перевищенню температури поверхні $t_{пов}$ над температурою $t_р$ в усті димової труби.

На рис. 1 для прикладу наведено результати розрахунків для двох типів димової труби (металевої та цегляної) температур $t_{пов}$ та $t_р$ при нагріванні у теплоутилізаційному обладнанні зворотної води системи опалення в залежності від температури $t_{нс}$ навколишнього середовища при різних частках байпасування гарячих газів χ та при температурі відхідних газів котла в номінальному режимі $t_{гн}$ = 200 ºС.



а б

Рис. 1. Залежність температури внутрішньої поверхні $t_{пов}$ в усті димової труби (*1-5*) і точки роси $t_р$ (*6*) від температури навколишнього середовища $t_{нс}$ для опалювальної котельні при застосуванні методу часткового байпасування димових газів для різних значень χ для температури відхідних газів котла у номінальному режимі $t_{гн}$ = 200°С: а - металева димова труба; б - цегляна димова труба; *1* – χ = 0 %; *2* – 10 %; *3* – 20 %; *4* – 40 %; *5* – 50 %

Як видно з наведених графіків, для цегляної димової труби байпасування частини газів повз теплоутилізаційне обладнання забезпечує виконання умови $t_{пов} \geq t_р$, а відповідно і відвернення конденсатоутворення у димовій трубі для всіх режимів роботи котла при дотриманні нормативних умов експлуатації: згідно з тепловим графіком роботи системи опалення та при забезпеченні необхідних

нормативних швидкостей газів в димовій трубі. При цьому достатньо пропускати повз теплоутилізатор до 8,5 % димових газів.

Щодо металевої димової труби, то, як показали дослідження, метод байпасування дає позитивні результати лише при відносно великих навантаженнях котла ($Q_к/Q_н$ > 0,7) і високих рівнях температури відхідних газів за котлом у номінальному режимі ($t_{гн}$ >180°С).

Метод запобігання конденсатоутворенню у відвідних газоходах котельних установок шляхом підсушування охолоджених в теплоутилізаторі димових газів полягає в нагріванні цих газів у поверхневому теплообміннику, встановленому за теплоутилізатором. Застосування додаткової поверхні нагрівання (газопідігрівача) слугує для збільшення температури газів на виході з теплоутилізатора $t_{ту}$ до рівня, що забезпечує таке підвищення $t_{пов}$ в усті димової труби, яке відповідає перевищенню температури точки роси $t_р$ при значенні абсолютної вологості димових газів після теплоутилізатора. Підвищення $t_{ту}$ може здійснюватись за рахунок теплоти прямої води котла або димових газів, відібраних перед його конвективною частиною.

На рис. 2 показано дані щодо розрахунків для металевої та цегляної димових труб температур $t_{пов}$ та $t_р$ при нагріванні у теплоутилізаційному обладнанні зворотної тепломережної води для температури навколишнього середовища $t_{нс}$=10 ºС (яка є найнебезпечнішою з точки зору конденсатоутворення) при різних рівнях підігрівання газів Δt та при температурі відхідних газів котла в номінальному режимі $t_{гн}$ = 160 ÷ 200ºС.

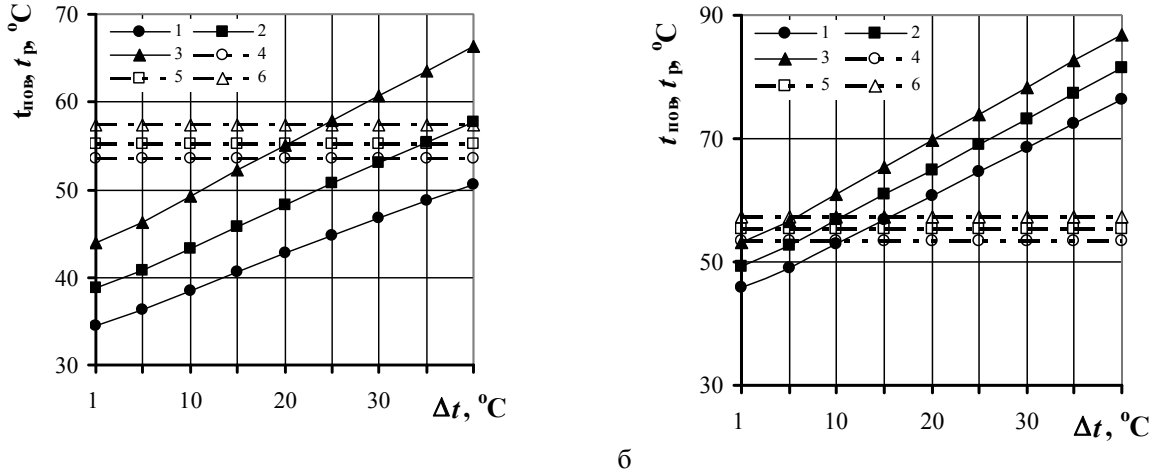


Рис. 2. Залежність температури внутрішньої поверхні $t_{пов}$ в усті димової труби (1-3) і точки роси $t_р$ (4-6) від величини Δt для опалювальної котельні при $t_{нс}$ = 10 °С для різних значень температури $t_{гн}$: а - металева димова труба; б - цегляна димова труба; *1,4* – $t_{гн}$ = 160°С; *2,5* – 180°С; *3,6* – 200°С

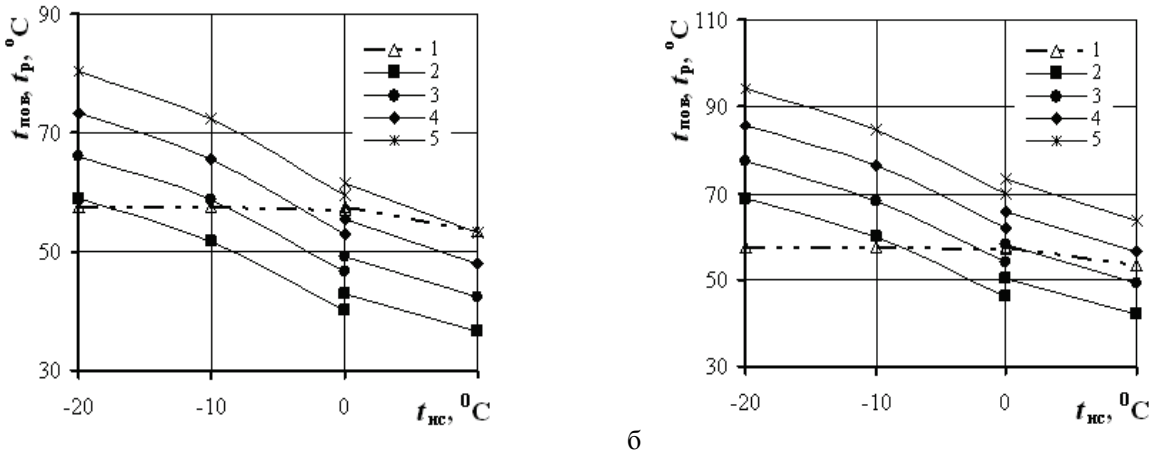
Проведені дослідження показали, що за відсутності конденсатоутворення у димовій трубі опалювальних котелень рівень підігрівання відхідних газів Δt для цегляних димових труб не перевищує 10 °С. Стосовно металевої димової труби це значення значно більше і може перевищувати 50 °С.

Що стосується залізобетонних димових труб, то ефективність використання зазначених теплових методів також суттєво залежить від їхніх конструкційних особливостей.

На рис. 3 наведено, як приклад, розрахункові дані щодо температур внутрішньої поверхні $t_{пов}$ і температури точки роси $t_р$ в усті залізобетонної труби з футеруванням та без нього при застосуванні методу підсушування димових газів.

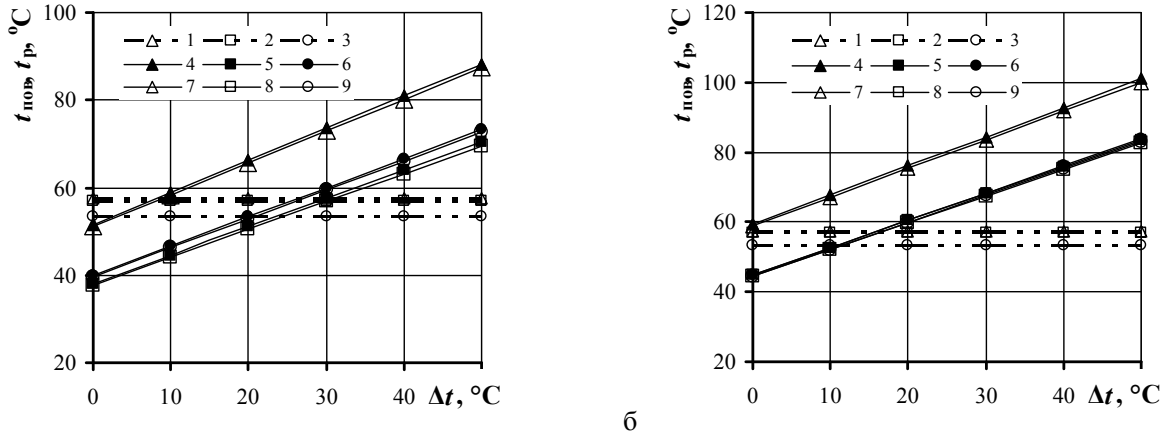
Як видно з наведених графіків, у трубі без футерування для відвернення конденсатоутворення у газовідвідному тракті необхідний максимальний рівень підігрівання димових газів після теплоутилізатора може досягати 32 °С, а для футерованої залізобетонної труби – лише 23 °С.

Отримані результати показали, що для захисту цегляної та залізобетонної труби з футеруванням використання розглянутих двох методів, пов’язаних зі зниженням вологості димових газів, є ефективним. Тоді як для металевої та залізобетонної труби без футерування для відвернення корозії необхідно застосовувати зовнішню теплоізоляцію димових труб у комплексі з одним із зазначених методів.



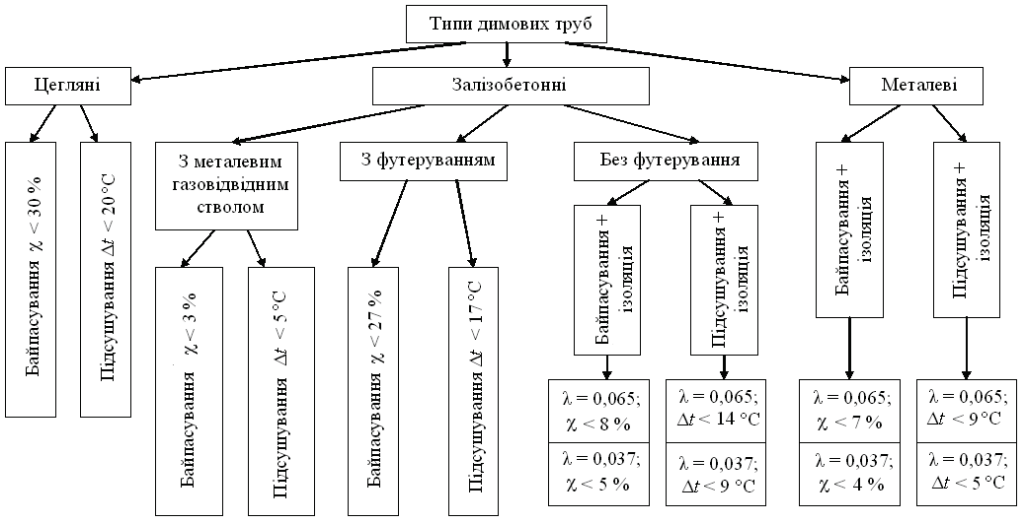
а б

Рис. 3. Залежність температури внутрішньої поверхні $t_{пов}$ в усті залізобетонних димових труб (*2-5*) і точки роси $t_р$ (*1*) від температури навколишнього середовища $t_{нс}$ при застосуванні методу підсушування димових газів і різних значеннях величини приросту температури димових газів Δt: а - без футерування; б - з футеруванням; *1*– $t_р$; *2* – Δt = 0 °C; *3* – 10 °C; *4* – 20 °C; *5* – 30 °C



а б

Рис. 4. Залежність температури точки роси $t_р$ (*1-3*) і внутрішньої поверхні $t_{пов}$ в усті теплоізольованих металевої (*4-6*) та залізобетонної (*7-9*) димових труб від величини підігрівання газів Δt при різних температурах навколишнього середовища $t_{нс}$: а - λ = 0,065 Вт/(м·К); б - λ = 0,037; *1, 4, 7* – $t_{нс}$ = -10 °C; *2, 5, 8* – 0 °C; *3, 6, 9* – 10 °C



Вказані величини χ и Δt відповідають значенням, необхідним для відвернення конденсатоутворення.

Рис. 5. Ефективність застосування теплових методів для запобігання конденсатоутворенню в димових трубах різного типу

Дані рис. 4 ілюструють, зокрема, результати відповідних розрахунків щодо відвернення конденсатоутворення при використанні методу підсушування димових газів в металевих та заізобетонних димових трубах при застосуванні різних типів зовнішньої теплоізоляції [7].

Отримані результати свідчать, що застосування для залізобетонних та металевих димових труб розглянутого комплексу теплових методів, а саме, теплоізоляції та підсушування димових газів забезпечує антикорозійний захист вказаних труб протягом усього опалювального періоду.

Використання для захисту металевих та залізобетонних без футерування димових труб комплексу методів теплоізоляції та байпасування димових газів, як показали дослідження, теж свідчить про можливість забезпечення відсутності випадення вологи в цих трубах у широкому діапазоні зміни температури навколишнього середовища.

Загальні результати досліджень щодо ефективності застосування розглянутих теплових методів відвернення конденсатоутворення у димових трубах котельних установок при використанні теплоутилізаційних технологій з глибоким охолодженням відхідних газів наведено на рис. 5.

Висновки

1. Виконано зіставлення щодо ефективності застосування для антикорозійного захисту цегляних, металевих та залізобетонних димових труб котельних установок методів байпасування частини димових газів повз теплоутилізатор і їх підсушування перед надходженням у газовідвідний тракт. При цьому встановлено необхідні для запобігання конденсатоутворенню рівні байпасування та підігрівання димових газів. За отриманими даними розглянуті димові труби ранжуються так: найкращими є цегляні димові труби, далі залізобетонні з футеруванням і найгірші показники мають труби тільки з залізобетонною оболонкою та металеві.

2. Проведено аналіз тепловологісних режимів експлуатації металевих та залізобетонних без футерування димових труб при використанні методу зменшення теплових втрат з поверхні цих труб в комплексі з методами байпасування (або підсушування) димових газів. Встановлено безпечні з точки зору відвернення конденсатоутворення режими експлуатації вказаних димових труб при застосуванні різних типів їхньої зовнішньої теплоізоляції.

3. Отримані дані можуть бути використані для підвищення надійності та рівня безпеки димових труб котелень комунальної теплоенергетики України при проектуванні теплоутилізаційних установок, які забезпечують збільшення ККД котлів на 4-8 % та відповідне зменшення шкідливих викидів у навколишнє середовище.

1. *Долинский А.А., Фиалко Н.М., Навродская Р.А., Гнедаш Г.А*. Основные принципы создания теплоутилизационных технологий для котельных малой теплоенергетики // Промышленная теплотехника. – 2014. – № 4. – С.27-36.
2. *Шевчук С.І*. Підвищення ефективності застосування теплових методів захисту газовідвідних трактів котельних установок з конденсаційними теплоутилізаторами: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.14.06 «Технічна теплофізика і промислова теплоенергетика» / - Київ, 2011. – 20 с.
3. *Фіалко Н.М., Навродська Р.О., Пресіч Г.О., Шевчук С.І., Глушак О.Ю., Цибульська О.В*. Підвищення ресурсу експлуатації газовідвідних трактів котелень при застосуванні сучасних технологій глибокої утилізації теплоти димових газів // Збірник праць за програмою «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин». – К.: 2006. – С. 261–264.
4. *Путрик С.Б., Баскаков А.П*. Расчет температурно-влажностного режима газоотводящего тракта с учетом уноса из теплоутилизаторов // Промышленная энергетика. – 2006. – № 9. – С. 36–39.
5. *Кудинов А.А., Левушкина Ю.В., Зиганшина К.А*. О методах подсушки охлажденных в конденсационных теплоутилизаторах уходящих продуктов сгорания. Энергосбережение в городском хозяйстве, энергетике, промышленности // Материалы Третьей Российской научно-технической конференции. – Ульяновск: Улиту. – 2001. – С. 246–250.
6. *Стриха И.И*. Надежность работы дымовых труб. / И.И. Стриха // Новости теплоснабжения. – 2009. – № 3 (103).
7. *Шойхет Б.М*. Тепловая изоляция металлических стволов дымовых труб / Б.М. Шойхет, Л. В. Ставрицкая, Н. И. Бобкова // Энергосбережение. – 2001. – № 5. – С. 60– 64.

ПРОЕКТ 5.5

Розробка обладнання для підвищення ефективності спалювання палива в котлах потужністю до 3,5 МВт в залежності від якості природного газу з використанням α-зондів

УДК 621.182:504.06

ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ СПАЛЮВАННЯ ПАЛИВА В КОТЛАХ ПОТУЖНІСТЮ ДО 3,5 МВт З ВИКОРИСТАННЯМ α-ЗОНДУ

В.П. БАБАК, чл.-кор. НАН України, д.т.н., проф., **А.О. ЗАПОРОЖЕЦЬ**, аспірант, **О.О. НАЗАРЕНКО**, аспірант
(Інститут технічної теплофізики НАН України)

Проведено комплексний аналіз теплофізичних та гідродинамічних процесів в робочому просторі котла НІІСТУ-5 з використанням пальника типу ГБГМ. Розроблені алгоритм та принципова схема процесу регулювання співвідношення повітряно-паливної суміші для пальника ГБГМ зі зворотним зв'язком по сигналам α-зонду на базі частотно-регульованих електроприводів. Запропонована математична модель повітряно-паливного тракту для котлів малої та середньої потужності та проведено комп'ютерне моделювання розробленої системи для оптимізації процесу спалювання палива. Представлено рішення для підвищення точності визначення коефіцієнта надлишку повітря на базі поточної об'ємної концентрації кисню в повітрі. Наведено результати аналізу сезонної зміни об'ємної концентрації кисню в повітрі на території України. Розроблена та впроваджена комплексна система оптимізації процесу горіння в котлах потужністю до 3,5 МВт з використанням α-зонду.

***Ключові слова**: широкосмуговий кисневий зонд, повітряно-паливна суміш, коефіцієнт надлишку повітря, котел, частотне регулювання, оптимізація процесу горіння*

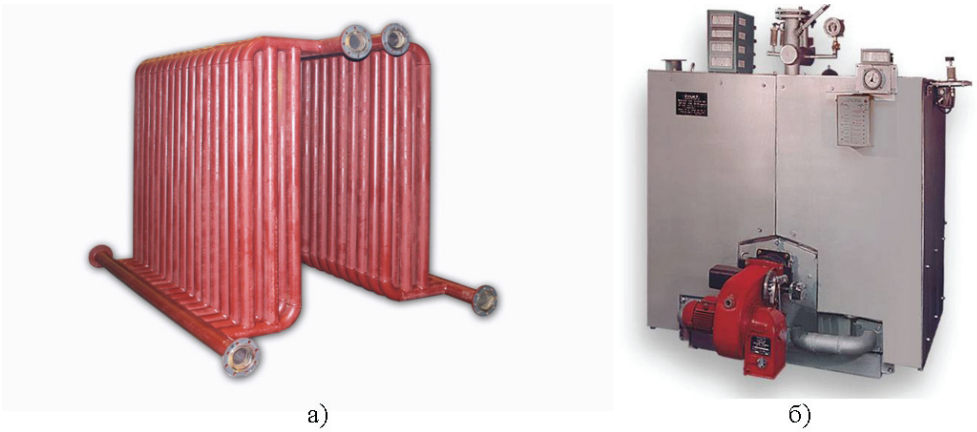
Вступ. Теплоенергетика за рівнем автоматизації займає одне з провідних місць серед інших галузей промисловості. Теплоенергетичні установки характеризуються безперервністю процесів, що в них протікають. При цьому вироблення теплової енергії в будь-який момент часу повинно відповідати заданому навантаженню.

Однією зі сфер, що входить до складу енергетичного комплексу України, є комунальна теплоенергетика. Сучасний технічний стан її об'єктів та недосконаліть системи регулювання призводить до значних втрат паливних ресурсів (зокрема природного газу) при генеруванні, транспортуванні та використанні теплової енергії. Саме в цій галузі зосереджено один з найбільш потенціалів енергозбереженні, тому комунальна теплоенергетика потребує комплексних заходів модернізації.

Структура споживання енергоресурсів в секторах економіки країни показує, що біля 40 % котельно-пічного палива направляється в сферу теплозабезпечення, і саме в ній знаходиться основний потенціал енергозбереження. Однак, ця важлива сфера ЖКГ знаходиться в незадовільному стані та потребує негайних перетворень. Необхідність цих змін обумовлена значним негативним впливом підприємств генерації тепла на навколишнє середовище [1].

За даними Мінрегіонбуду та ЖКГ в Україні налічується більше 6000 одиниць котельних установок теплопродуктивністю 1 Гкал/год з ККД близько 70 %, що потребують заміни та модернізації, 40 % котлів експлуатуються з ККД менше 82 %, близько 11 тисяч котлів потужністю від 100 кВт до 1 МВт знаходяться в експлуатації більше 20 років, термін експлуатації 57 % котелень перевищує 20 років [2]. Серед них значна кількість котлів НІІСТУ-5 (близько 5000 одиниць), «Універсал», «Мінськ» тощо [3] (рис. 1). Зведена характеристика котлоагрегатів, що широко використовуються в сфері комунальної теплоенергетики України представлена в табл. 1, при цьому заявлений ККД цих котлів не відповідає дійсності.

© В.П. БАБАК, А.О. ЗАПОРОЖЕЦЬ, О.О. НАЗАРЕНКО, 2015



а) б)

Рис. 1. Найбільш розповсюджені котли: а - НІІСТУ-5; б - Універсал-5М

Таблиця 1. Характеристика котлів малої потужності, що використовуються в комунальній сфері

Тип котла	Номінальна теплопродуктивність, МВт/год	Теоретичні значення ККД, %	
		Природній газ	Рідке паливо
НІІСТУ-5	0,35-0,80	90	–
Універсал-6	0,35-0,75	87	–
Віктор-100	0,12	93	93
УСШ-1-14	0,63	–	85
Е-0,1-0,9	0,63	89	85
КПО	0,06-0,35	91	91
Колви-90	0,10	93	92

На даний момент більшість котелень, що використовують ці типи котлів, потребують жорсткої модернізації, оскільки практично не автоматизовані і більшою частиною процесів оператор керує вручну, допускаючи помилки та неточності.

Однією із основних проблем в котлах, що експлуатуються на даний час в Україні, є відсутність регулювання димососів і дуттєвих вентиляторів. Двигуни цих елементів постійно працюють на максимальній потужності, а оператор котельної для регулювання подачі повітря і відсмоктування відхідних газів вручну регулює положення шибера.

Унаслідок використання ручної системи регулювання швидше зношуються двигуни, зростають викиди шкідливих речовин в атмосферу (внаслідок браку повітря) чи зменшується ККД котлоагрегату (із-за надлишку повітря (кисню)). Теоретично оптимальне співвідношення для горіння «повітря/газ» складає близько 17/1, але реально використовують 25/1-30/1, що призводить до великих втрат теплоти із відхідними газами (рис. 2).

Таким чином, задача створення автоматичної системи регулювання співвідношення «повітря-паливо» при подачі в топку котла є актуальною задачею. Вимірюючи концентрацію кисню у відхідних газах, і враховуючи теплове навантаження в конкретний момент часу, можна ефективно управляти співвідношенням «повітря-паливо» для здобуття максимального ККД на кожному котлоагрегаті в цілому.

Рис. 2. Схема утворення надлишкового повітря в процесі горіння

Постановка завдання. Нинішній стан теплоенергетичної галузі вимагає надійних і швидкодіючих систем контролю складу продуктів згорання палива та розробку на їх основі досконалих систем регулюванням процесу горіння по всім технологічним, економічним та екологічним параметрам роботи теплоенергетичних агрегатів.

В комунальній теплоенергетиці України вибірково застосовуються ряд систем регулювання процесом горіння [4-6], проте вартість і технологічні складнощі при виготовлені та інсталяції цих систем не дозволяють використовувати їх на широкому класі теплоенергетичних об'єктів.

У статті запропоновано новий підхід при розробці автоматичних систем регулювання процесом горіння, що базується на використанні частотно-регульованих електроприводів та α-зонду. Базові конструкційні елементи цього способу захищені патентом України на винахід [7].

Основний зміст. ***Моделювання робочого простору котла НІІСТУ-5.*** Для проведення комплексного аналізу теплофізичних та гідродинамічних процесів в робочому просторі котла НІІСТУ-5 модернізованого шляхом встановлення сучасного пальника типу ГБГМ були проведені попередні вимірювання геометричних розмірів котла, трубного пучка та інших додаткових елементів. Розміри розрахункової області котла (довжина×ширина×висота) склали 2,71 м×1,32 м ×1,80 м. Кінцевий вигляд комп'ютерної моделі котла був отриманий з використанням модифікованого прикладного пакету Phoenics (рис. 3).

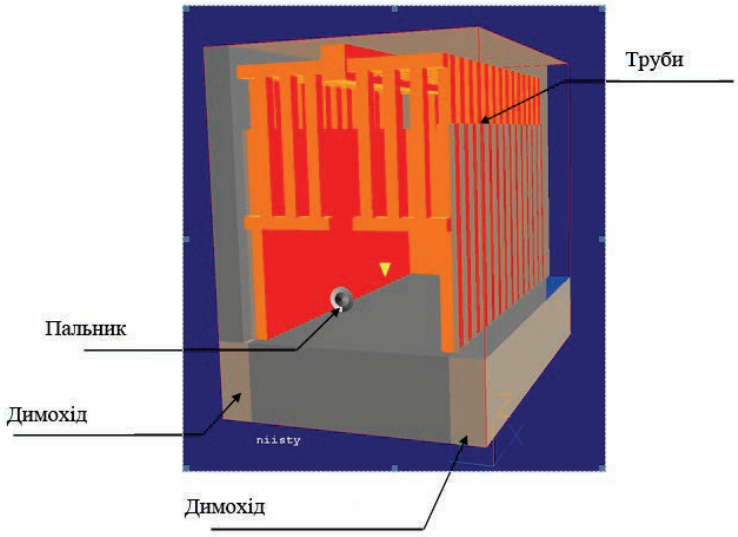


Рис. 3. Комп'ютерна модель котла НІІСТУ-5

При моделюванні термогазодинамічних параметрів котла НІІСТУ-5 коефіцієнт надлишку повітря (КНП) задавався на рівні 1,05, а параметри потоку на вході котла задавалися на основі даних комп'ютерної моделі пальника ГБГМ.

Методом кінцевих елементів проводилося моделювання наступних фізико-хімічних процесів: горіння природного газу в кисні повітря, турбулентність в реагуючому середовищі, конвективний та променевий теплообмін. При розрахунках прийнято спрощення процесу окислення пального – рівняння брутто реакції горіння протікає в одному напрямі:

$$CH_4+2O_2=CO_2+2H_2O.$$

Моделювання газового середовища проводилося в наближенні Ейлера, при цьому головним завданням дослідження стало визначення полів швидкостей та температури. У відповідності з цим математична модель включає в себе наступні рівняння [8-10]:

- нерозривності

$$\frac{\partial(\rho U_i)}{\partial x_i} = 0;$$

• руху

$$\frac{\partial \rho U_i U_j}{\partial x_i} = \frac{\partial p}{\partial x_i} + \frac{\partial}{\partial x_j}\left[\mu\left(\frac{\partial U_i}{\partial x_j} + \frac{\partial U_j}{\partial x_i}\right) - \frac{2}{3}\mu\frac{\partial U_k}{\partial x_k}\delta_{ij}\right] + \rho g_i, \quad j = 1,2,3;$$

• енергії

$$\frac{\partial U_i \rho c_p T}{\partial x_j} = -\frac{\partial q_i}{\partial x_i} + \frac{\partial \tau_{ij} U_i}{\partial x_j} + S, \quad q_i = -\lambda\frac{\partial T}{\partial x_i};$$

• стану

$$\rho = \frac{p}{R_o T\left[\frac{C_{O_2}}{M_{O_2}} + \frac{C_{N_2}}{M_{N_2}} + \frac{C_{CH_4}}{M_{CH_4}} + \frac{C_{CO_2}}{M_{CO_2}} + \frac{C_{H_2O}}{M_{H_2O}}\right]}.$$

Тут x_i – декартові координаті; U_i – компоненти вектора швидкості; ρ, p, T, c, μ, g – густина, тиск, температура, питома теплоємність, динамічна в'язкість суміші, прискорення вільного падіння; δ_{ij} – символ Кронекера; τ_{ij} – компоненти тензора рейнольдських напруг; S – число Шмідта; λ – коефіцієнт теплопровідності; C_j – концентрація компонентів; M_j – молекулярна маса компонентів суміші.

Для замикання рівнянь турбулентного руху використовувалась k-ε модель турбулентності, яка добре себе зарекомендувала в задачах з сильною кривизною ліній струму і є справедливою для повністю розвиненої турбулентної течії, тобто для високих чисел Рейнольдса, коли прямий вплив в'язкості на структуру турбулентності нехтовно малий [11-14].

Для описання турбулентних характеристик газу використовувалася двохпараметрична k-ε модель турбулентності Лаундера та Сполдінга:

$$\rho u_j \frac{\partial k}{\partial x_j} = \tau_{ij}\frac{\partial u_i}{\partial x_j} - \rho\varepsilon + \left[\left(\mu + \mu_t\right)\frac{\partial k}{\partial x_j}\right],$$

$$\rho u_j \frac{\partial \varepsilon}{\partial x_j} = 1,44\frac{\varepsilon}{k}\tau_{ij}\frac{\partial u_i}{\partial x_j} - 1,92\frac{\varepsilon^2}{k} + \frac{\partial}{\partial x_j}\left[\left(\mu + \frac{\mu_t}{1,3}\right)\frac{\partial \varepsilon}{\partial x_j}\right], \quad \mu_t = 0,09\rho\frac{k^2}{\varepsilon}.$$

В даних рівняннях k, ε – кінетична енергія турбулентності та швидкість її дисипації; μ_t – турбулентна в'язкість.

Моделювання горіння природного газу здійснювалося за допомогою вбудованої в пакет моделі горіння SCRS, згідно якого горіння природного газу проходить на основі стехіометричної реакції:

1кг палива + r кг окиснювача → (1+r) кг продуктів згорання

Для математичного моделювання протікання хімічної реакції в турбулентному потоці застосовувалася модель Сполдінга (Eddy-Break-Up – EBU), відображена в роботах [14-16]. Згідно даної моделі швидкість хімічної реакції пропорційна інтенсивності турбулентного перемішування:

$$\bar{w}_t = A_{EBU}\bar{\rho}\frac{\varepsilon}{k}\min\left\{\tilde{c}_f, \tilde{c}_{ox}/\nu\right\},$$

де A_{EBU} – коефіцієнт моделі; ε – швидкість дисипації кінетичної енергії турбулентності; k – питома кінетична енергія турбулентності; $\tilde{c}_f$ – масова концентрація пального; $\tilde{c}_{ox}$ – масова концентрація окиснювача; ν – стехіометричний коефіцієнт.

Враховуючи реальний склад природного газу та зміну вологості дуттьового повітря отримані поля швидкостей та температури в робочому просторі котла НІІСТУ-5 [17] при різних значеннях потужності пальника (100 %, 50 %, 20 %) (рис. 4).

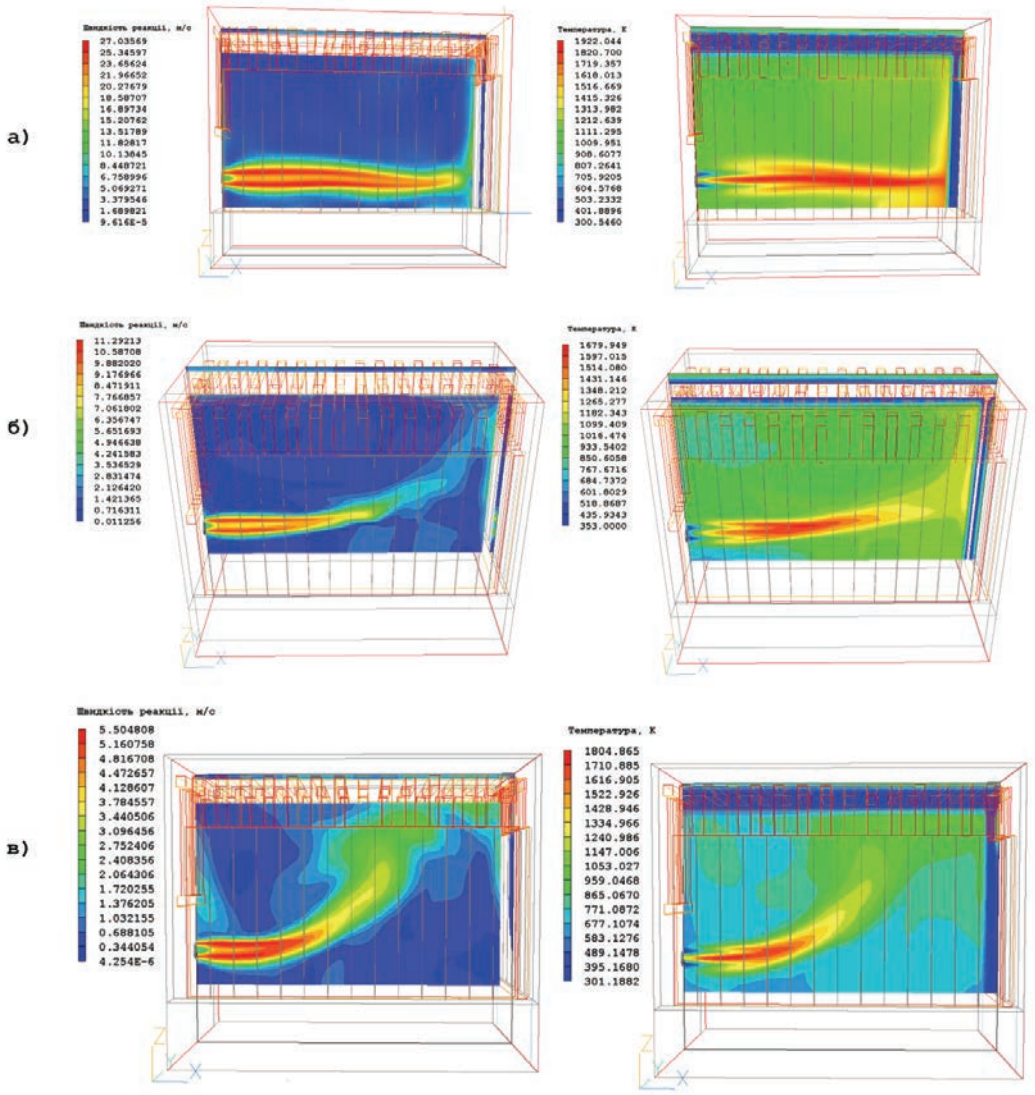


Рис. 4. Розподіл швидкості та температури продуктів згорання уздовж осі пальника у вертикальній площині при різних значеннях його потужності: *а* - 100 %; *б* - 50 %; *в* - 20 %

Наведені результати моделювання робочого простору модернізованого шляхом інтеграції пальника типу ГБГМ котла НІІСТУ-5 свідчать про наступне:

- при експлуатації на номінальній потужності задній екран котла потребує додаткового захисту на висоті в 1 метр від поду. Захисний механізм може бути виконаний у вигляді цегляної кладки або шляхом забезпечення пальника крутильним пристроєм, що зменшить довжину факелу та дозволить запобігти удару гарячих газів на задню стінку котла;
- інсталяція α-зонду для забезпечення оптимального спалювання природного газу можлива тільки у тих місцях, температура яких не перевищує 800°C, що відповідає нормальним умовам функціонування зонду [18], тому рекомендованим місцем інсталяції α-зонду є димовий тракт з максимальним технічно можливим наближенням до топки котла (для зменшення додаткових присосів повітря).

Алгоритм та принципова схема регулювання. Дослідження структури втрат енергоресурсів у сфері виробництва, розподілу та споживанні електроенергії дозволяє зробити висновок, що головна частина втрат (близько 90 %) припадає на сферу енергоспоживання. Виходячи з того, що більше 60 % усієї виробленої енергії споживають електроприводи, доцільно стверджувати, що актуальною задачею залишається енергозбереження при проектуванні, експлуатації та модернізації систем електроприводу.

Найбільш ефективним і економічним способом регулювання продуктивності електроприводу вентиляторів є плавна зміна їх швидкості обертання, яка досягається шляхом застосування частотно-

регульованого електроприводу. Зміна частоти їх обертання є задачею, що вирішується за допомогою перетворювачів частоти (рис. 5). Сучасний стан електротехнічного устаткування дозволяє варіацію частоти з похибкою 0,01 %.

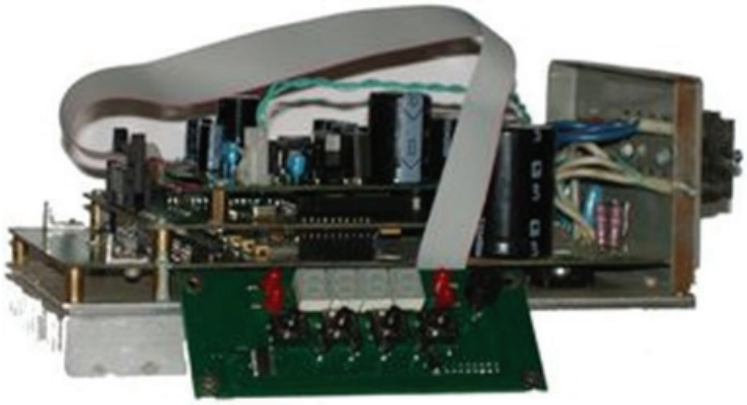


Рис. 5. Регулятор співвідношення частотний

Застосування частотно-регульованого електроприводу вентиляторів дозволяє досягти наступних переваг [19]:

- підтримку необхідного співвідношення «повітря-паливо»;
- зменшення електроспоживання в середньому на 30-40 %;
- усунення пускових струмів і перевантажень двигуна;
- зменшення механічного зносу устаткування і зниження витрат на його технічне обслуговування та ремонт;
- збільшення терміну служби контактно-комутаційної апаратури і зниження ймовірності виходу з його ладу.

Для вирішення завдання ефективного регулювання режимів роботи вентилятора пальника запропонований алгоритм, що поєднує регулювання продуктивності вентилятора як за допомогою зміни частоти обертання, так і зміною положення заслінки. На рис. 6 наведена блок-схема, що реалізує запропонований спосіб для вентилятора опалювального котла. Наведена конфігурація складається з вентилятора, пов'язаного з частотним перетворювачем; датчика положення заслінки; регулятора, пов'язаного з α-зондом, що вимірює поточну концентрацію надлишку кисню в димових газах; заслінку та задатчик.

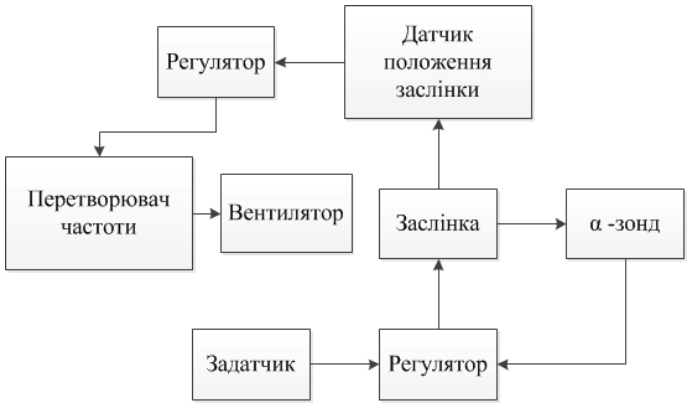


Рис. 6. Схематичне зображення алгоритму процесу регулювання співвідношення повітряно-паливної суміші за допомогою вентилятора для пальника зі зворотним зв'язком по сигналам α-зонду

Робота регулятора з підтриманням співвідношення «повітря-паливо» базується на вимірюванні положення регулюючого органу, обчисленого по запрограмованій залежності у вигляді кусково-лінійної кривої (рис. 7), відповідного оптимального значення частоти обертання електродвигуна вентилятора. Обчислене значення частоти обертання електродвигуна використовується як норма для автоматичної підтримки оптимального режиму горіння.

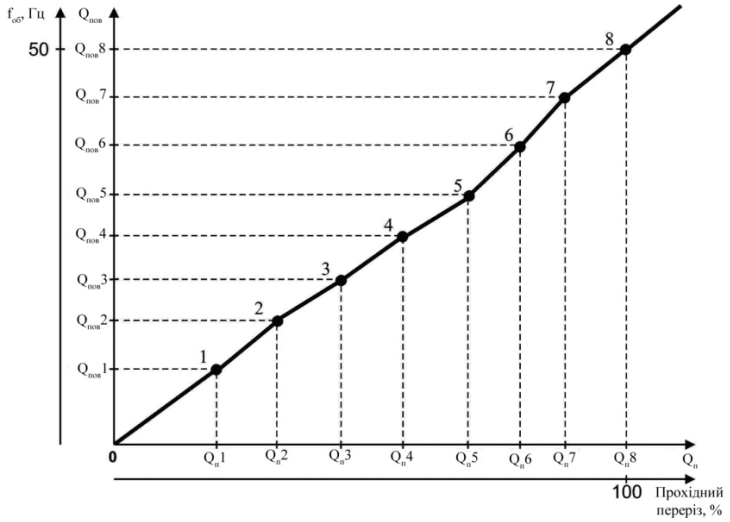


Рис. 7. Графічне зображення залежності витрат палива та повітря

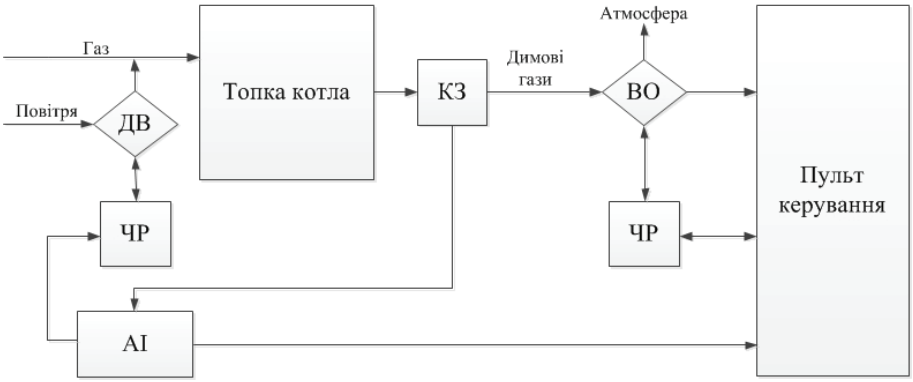
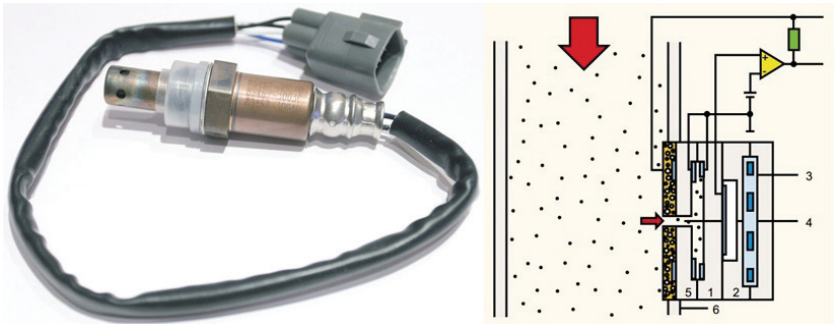


Рис. 8. Схема автоматичного регулювання співвідношення повітряно-паливної суміші для пальника зі зворотним зв'язком по сигналам α-зонду (ДВ – дуттєвий вентилятор,ЧР – частотний регулятор, КЗ – кисневий зонд, АІ – альфа-індикатор, ВО – вузол обліку шкідливих речовин)



а *б*

Рис. 9. Широкосмуговий кисневий зонд: *а* - зовнішній вигляд; *б* - загальна схема (*1* – комірка Нернста; *2* – референтна комірка; *3* – підігрівач; *4* – дифузійна щілина; *5* – насосна комірка; *6* – димовий тракт)

На основі вищерозглянутих технічних особливостей запропоновано спосіб автоматичного регулювання процесу горіння в котлоагрегатах, що базується на застосуванні кисневого зонду та цифрового зондового альфа-індикатора [7]. Спосіб реалізується за допомогою принципової схеми, зображеної на рис. 8.

Основою для створення автоматичної системи регулювання надлишку повітря став широкосмуговий кисневий зонд виробництва фірми Bosch, зовнішній вигляд якого та конструкційні особливості зображені на рис. 9.

Застосування кисневих зондів такого типу у системах автоматичного регулювання співвідношення «повітря-паливо» для пальників типу ГБГМ дозволить поліпшити якість згорання палива та підвищити ККД котлоагрегату [20].

Моделювання регулювання процесу горіння. Для проведення моделювання регулювання процесу горіння в котлоагрегатах зі зворотним зв'язком необхідно створити адекватну математичну модель повітряно-паливного тракту [21] на основі фізичних законів, за якими здійснюються технологічні процеси (рис. 10).

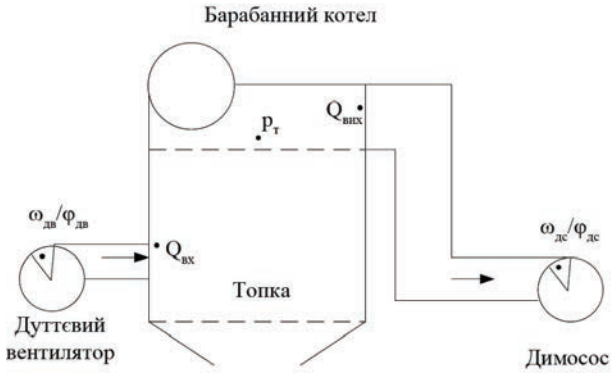


Рис. 10. Схема повітряно-паливного тракту котла

На схемі представлені головні параметри, що необхідні для моделювання повітряно-паливного тракту:

- вхідні параметри (управляючі величини):
  - швидкість обертання дуттєвого вентилятора – $\omega_{дв}$, об/хв.; кут розкриття направляючого апарата дуттєвого вентилятора – $\varphi_{дв}$, %;
  - швидкість обертання димососу – $\omega_{дс}$, об/хв.; кут розкриття направляючого апарата димососа – $\varphi_{дс}$, %;
- вихідні параметри (регулюючі величини):
  - витрати загального повітря – $Q_{вх}$, м^3/с;
  - витрати димових газів – $Q_{вих}$, м^3/с;
  - розрідження в топці – p_m, Па.

Фізичні рівняння, що характеризують процеси у повітряно-паливному тракті:

- закон збереження маси

$$\frac{dm}{dt} = Q_{вх} - Q_{вих}; \tag{1}$$

- стану

$$pV = \frac{m}{\mu} RT. \tag{2}$$

де p – тиск в топці, V – об'єм топки, m – маса газу в топці, μ – молярна маса газу для O_2, R – універсальна газова стала.

Із рівняння (2) отримаємо вираз, що зв'язує масу та тиск в нашому випадку:

$$m = k_{ст} p. \tag{3}$$

Підставивши співвідношення (3) в закон збереження маси (1), отримаємо формулу для зміни тиску:

$$k_{ст} \frac{dp}{dt} = Q_{вх} - Q_{вих}. \tag{4}$$

Змінна розрідження в топці враховується в системі рівнянь за допомогою балансу тисків. Баланс тисків у вигляді диференційних рівнянь для паливного та повітряного трактів:

$$\begin{cases} \dfrac{l_{пов}}{S_{пов}} \dfrac{dQ_{вх}}{dt} = p_{дв} - p_m - p_{оп.пов}, \\ \dfrac{l_{пал}}{S_{пал}} \dfrac{dQ_{вих}}{dt} = p_{дс} + p_m - p_{оп.пал}, \end{cases} \tag{5}$$

де $l_{пов}$ – довжина повітряного тракту; $S_{пов}$ – площа поперечного перерізу повітряного тракту; $l_{пал}$ – довжина паливного тракту; $S_{пал}$ – площа поперечного перерізу паливного тракту; $p_{дв}$ – тиск, що нагнітається дуттєвим вентилятором; $p_{оп.пов}$ – аеродинамічний опір повітряного тракту; $p_{дс}$ – тиск, що нагнітається димососом; $p_{оп.пал}$ – аеродинамічний опір паливного тракту.

Також необхідно врахувати рівняння гідродинаміки, що встановлюють взаємозв'язок між витратами та зміною тисків на опорі. Врахувавши те, що потоки повітря та палива ламінарні, запишемо систему рівнянь:

$$\begin{cases} p_{оп.пов} = \xi_{пов} Q_{вх}, \\ p_{оп.пал} = \xi_{пал} Q_{вих}. \end{cases} \tag{6}$$

Підставивши (6) в (5), отримаємо

$$\begin{cases} \dfrac{l_{пов}}{S_{пов}} \dfrac{dQ_{вх}}{dt} = p_{дв} - p_m - \xi_{пов} Q_{вх}, \\ \dfrac{l_{пал}}{S_{пал}} \dfrac{dQ_{вих}}{dt} = p_{дс} + p_m - \xi_{пал} Q_{вих}. \end{cases}$$

Рівняння функціонування дуттєвого вентилятора та димососа запишемо так, що тиск в них лінійно залежить від швидкості обертання вентилятора:

$$\begin{cases} p_{дв} = k_{дв} \omega_{дв}, \\ p_{дс} = k_{дс} \omega_{дс}. \end{cases}$$

Після перетворення отримані диференційні рівняння об'єднаємо в систему, що характеризує повітряно-паливний тракт як об'єкт регулювання:

$$\begin{cases} \dot{Q}_{вх} = \dfrac{S_{пов}}{l_{пов}} (-\xi_{пов} Q_{вх} + k_{дв} \omega_{дв} - p_m), \\ \dot{Q}_{вих} = \dfrac{S_{пал}}{l_{пал}} (-\xi_{пал} Q_{вих} + k_{дс} \omega_{дс} + p_m), \\ \dot{p}_m = \dfrac{1}{k_{ст}} (Q_{вх} - Q_{вих}). \end{cases}$$

Для оцінювання ефективності запропонованого способу автоматичного регулювання співвідношення повітряно-паливної суміші була розроблена модель процесу горіння з екстремальним регулятором (рис. 11) за допомогою програмного пакету Simulink. Модель включає інерційний об'єкт другого порядку з екстремальною характеристикою (рис. 12) та екстремальним регулятором, який реалізує алгоритм рекурентного обчислення коефіцієнта передачі та пошуку нуля коефіцієнта $k_{ст}$. Дрейф екстремальної характеристики змодельовано за допомогою гармонічного низькочастотного впливу та високочастотних завад [22].

Аналіз отриманих даних (рис. 13) дозволяє встановити, що екстремальний регулятор, який працює в умовах завад, практичного повністю виключає дрейф екстремуму, викликаного впливом гармонічного сигналу.

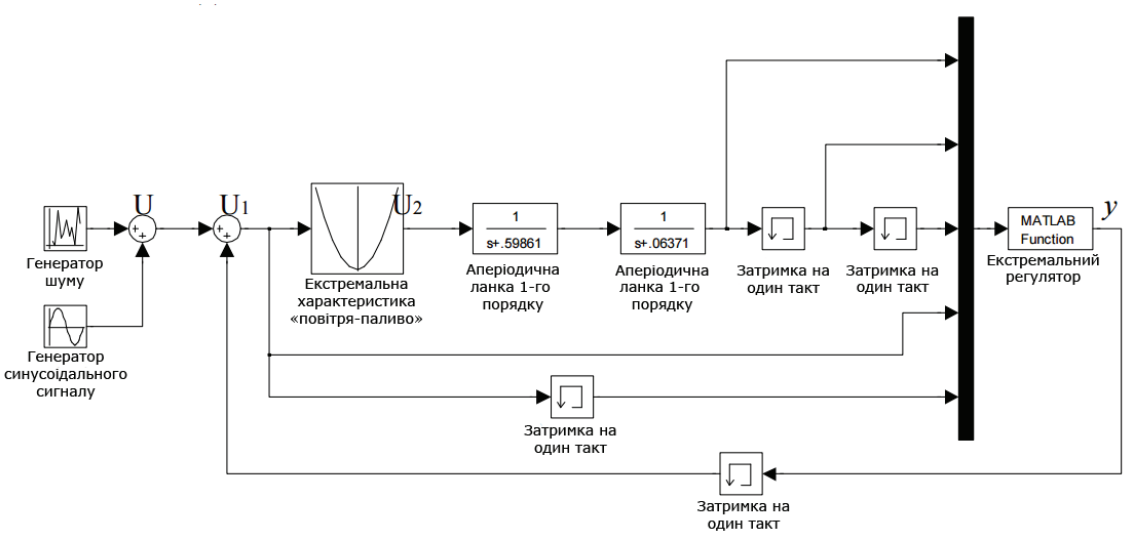


Рис. 11. Структурна схема системи регулювання процесу горіння з екстремальним регулятором в середовищі Multisim

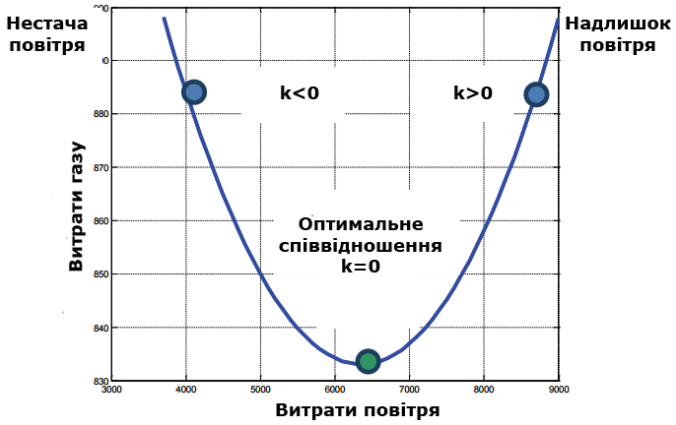


Рис. 12. Екстремальна характеристика «повітря-паливо»

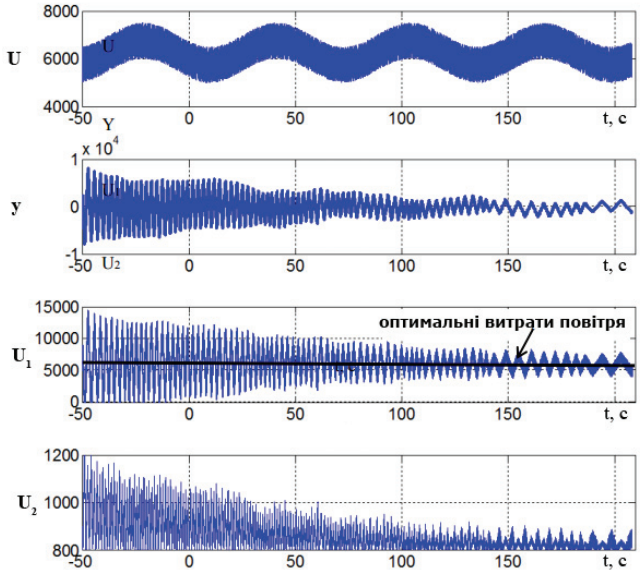


Рис. 13. Результати комп'ютерного моделювання (U – дрейф екстремальної характеристики, y – компенсуючий сигнал екстремального регулятора, U_1 – похибка регулювання, U_2 – вихідний сигнал з екстремального регулятора)

Наведена система регулювання процесом горіння може бути розроблена на базі існуючих програмно-апаратних комплексів, тобто встановлені контролери можна використовувати базуючись на

їхньому програмному забезпеченні (ПО), або створювати нове ПО, яке буде містити необхідні алгоритми екстремального регулювання.

Метод підвищення точності визначення КНП. На практиці (в газоаналізуючих пристроях) для визначення КНП використовують так звану «кисневу» формулу, яка при повному згоранні має вигляд [23]:

$$\alpha = 21/(21 - O_2),$$

де 21 – «традиційна» об'ємна концентрація кисню в повітрі, %; O_2 – об'ємна концентрація кисню в продуктах горіння, %.

Таким чином, при розрахунку КНП рівень об'ємної концентрації кисню в повітрі детермінують на рівні 21 %. Однак багаторічні кліматофізичні дослідження дозволяють спростувати стабільність концентрації кисню не тільки в гірських місцевостях, але і на рівнинах.

На сьогоднішній день в наукових колах вважається загальноприйнятним положення про те, що в умовах рівнинного клімату кількість кисню в атмосферному повітрі або зовсім не змінюється, залишаючись строго постійною як за об'ємом (20,95 %), так і за масою (23,15 %) (табл. 2), або змінюється на нехтовно малу величину.

Таблиця 2. Склад повітря

Компонент	Позначення	Об'ємна концентрація, %	Масова концентрація, %
Азот	N_2	78,084	75,50
Кисень	O_2	20,948	23,15
Аргон	Ar	0,934	1,29
Вуглекислий газ	CO_2	$31{,}4\times10^{-3}$	$4{,}6\times10^{-2}$
Неон	Ne	$18{,}18\times10^{-4}$	$1{,}4\times10^{-3}$
Метан	CH_4	2×10^{-4}	$8{,}4\times10^{-5}$
Гелій	He	$5{,}24\times10^{-4}$	$7{,}3\times10^{-5}$
Криптон	Kr	$1{,}14\times10^{-4}$	3×10^{-3}
Водень	H_2	5×10^{-5}	8×10^{-5}
Ксенон	Xe	$8{,}7\times10^{-6}$	4×10^{-5}

Згідно з законом Дальтона, склад і процентне співвідношення газів, що входять в повітря, строго постійні, як за об'ємом, так і за масою.

Співвідношення газів повітря вважається одним і тим же в будь-якому районі земної кулі, майже не змінюючись ні від висоти, ні від широти місцевості. У горах на великій висоті, на екваторі і в районі полюсів, так само як і на рівнині, частку кисню в повітрі детермінують на одному рівні.

Таким чином, процентний вміст кисню в атмосферному повітрі як відносна величина, свідчить лише про сталість газового складу і співвідношення газів в повітрі, і не може бути використаний в якості кількісного параметра кисню. Можна припустити, що за сталістю процентного співвідношення газів повітря завуальовані значні коливання абсолютних величин газів повітря, в тому числі і кисню, оскільки абсолютно ясно, що «частка» одного відсотка кисню в суміші газів буде різною при різних фізичних станах повітря (вологого або сухого, щільного або розрядженого, холодного або теплого).

На підставі цих тверджень і проведених експериментів була запропонована нова кількісна величина параметра кисню – парціальна густина кисню [24]. Її суть в тому, що при добовій (сезонної) динаміці коливання основних метеорологічних характеристик (температури, абсолютної вологості повітря, абсолютного атмосферного тиску), обумовлених динамікою атмосферних процесів, відбувається перерозподіл у часі та просторі парціальної густини кисню в повітрі, що проявляється в добовій (сезонній) періодичності в погодних аномаліях. Таким чином, можна з упевненістю стверджувати про те, що концентрація кисню (в тому числі і об'ємна) не є постійною величиною і може значно коливатися не тільки на протязі всього календарного року, але і доби, впливаючи тим самим на поточне значення такої величини як КНП.

Згідно основних газових законів та рівнянням стану Клайперона-Менделєєва, аналітичне значення парціальної густини кисню (E, г/м^3) прямо пропорційно атмосферному тиску (P, гПа) за винятком парціального тиску водяної пари (e, гПа) та обернено пропорційна температурі повітря (T, К):

$$E = 23{,}15 \cdot 10^3 \cdot \frac{P - e}{R \cdot T},$$

де R – питома газова стала для сухого повітря.

Розрахунок парціального тиску водяної пари проводиться за формулою:

$$e = \varphi \cdot p_{нас},$$

де φ – вологість повітря, $p_{нас}$ – величина, значення якої розраховується згідно рекомендації Guide to Meteorological Instruments and Methods of Observation [25]:

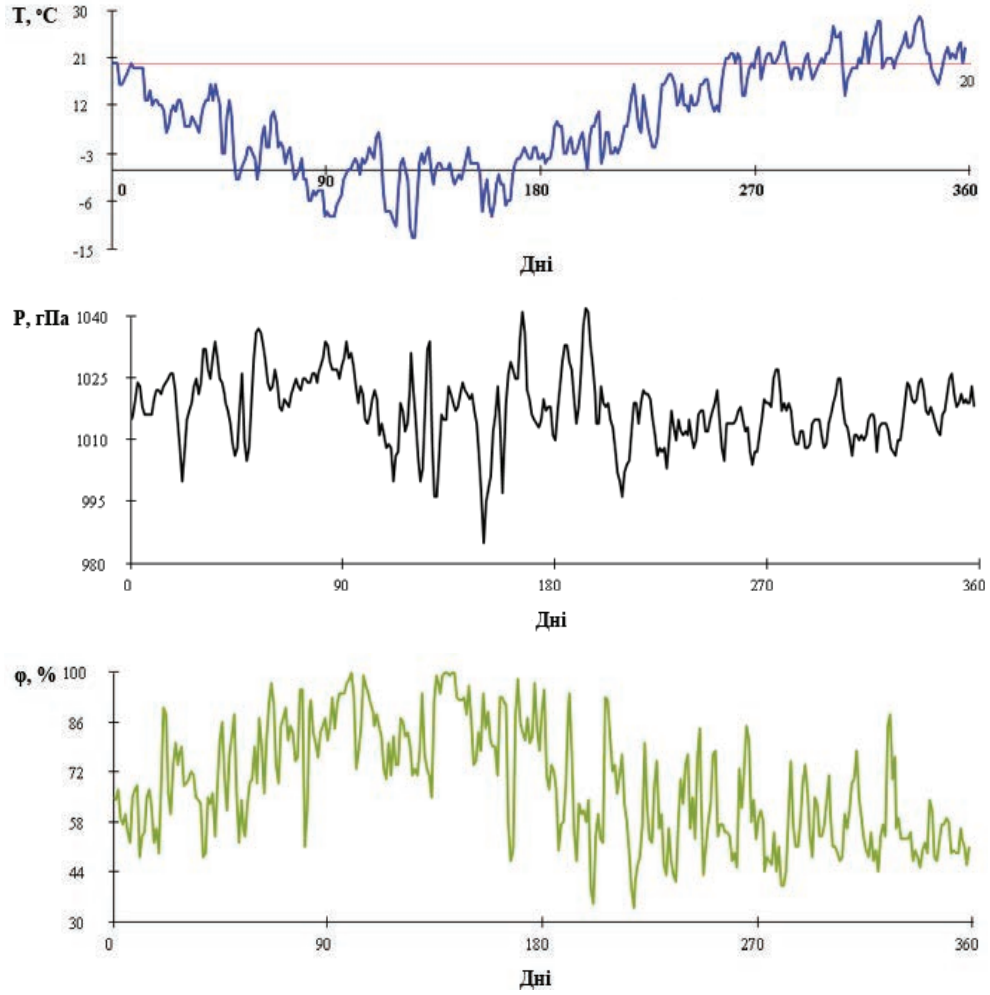
$$p_{нас}\left(P, T'\right) = f\left(P\right) \cdot r\left(T'\right), \quad f(P) = 1{,}0016 + 3{,}15 \cdot 10^{-6} \cdot P - 0{,}074 \cdot P^{-1}, \quad r\left(T'\right) = 6{,}112 \cdot e^{\frac{17{,}62 \cdot T'}{243{,}2 + T'}},$$

де T' – температура повітря в градусах Цельсія, °С.

Перехід до об'ємної концентрації кисню в повітрі відбувається за таким співвідношенням:

$$[O_2] = \frac{6{,}236 \cdot E \cdot T}{P' \cdot M_{O_2}},$$

де $[O_2]$ – об'ємна концентрація кисню в повітрі, P' – атмосферний тиск в мм.рт.ст., M_{O2} – молярна маса кисню [26].



а

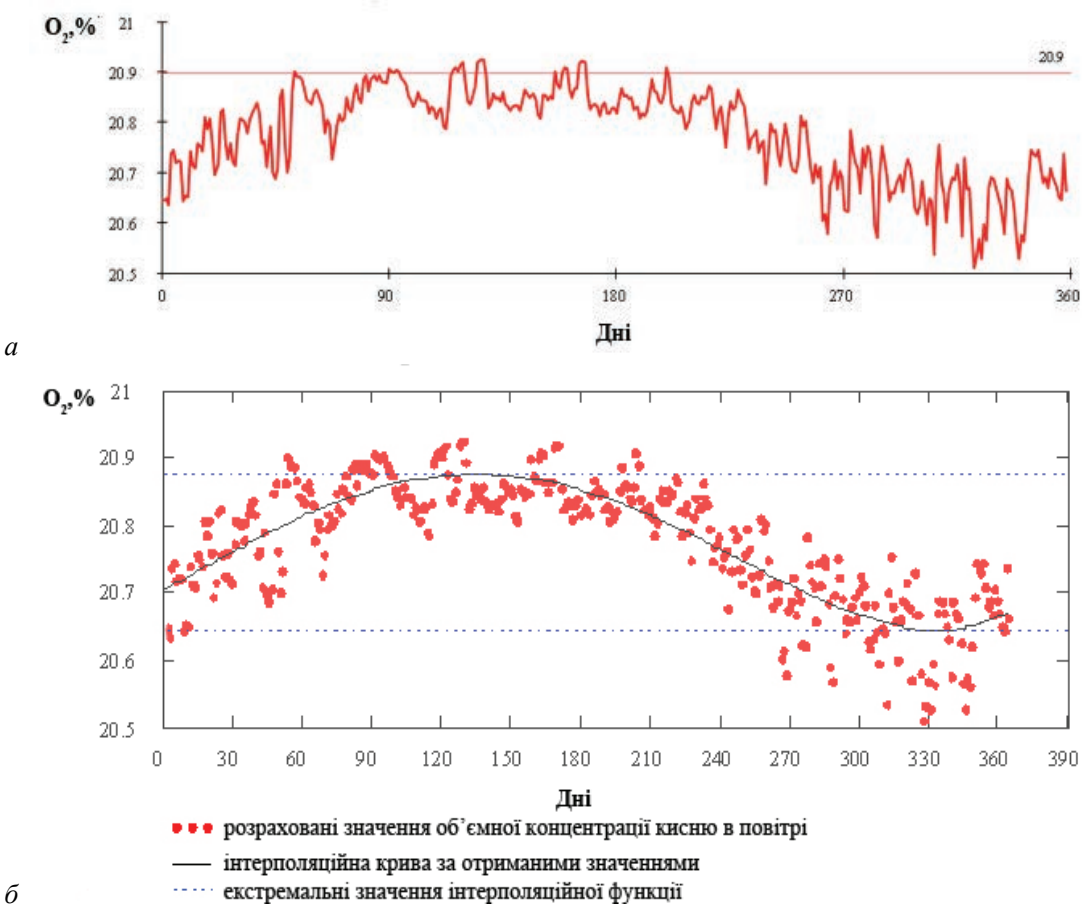
б

в

Рис. 12. Сезонна зміна основних метеорологічних параметрів в м. Києві станом на період вересень 2014р. – серпень 2015р.: *а* - температури; *б* - тиску; *в* - вологості

В рамках проведеного дослідження проаналізовані зміни головних метеорологічних параметрів (температури, тиску, вологості) протягом року (вересень 2014 р. – серпень 2015 р.) в м. Києві (за даними метеорологічного порталу www.wunderground.com в точці аеропорту «Жуляни», код ICAO: UKKK) (рис. 12) та отримана сезонна зміна об'ємної концентрації кисню в повітрі на даній території (рис. 13).

В ході дослідження було проаналізовано зміну концентрації кисню в повітрі на протязі 2014р. по всій території України. Відповідна карта з екстремальними значеннями об'ємної концентрації кисню в повітрі наведена на рис. 14.



а

б

Рис. 13. Розрахункова зміна концентрації кисню в повітрі на території м. Києва в період з вересня 2014р. по серпень 2015р.: *а* - точкова залежність; *б* - інтерполяційна функція

Виявлена закономірність дає підставу для вдосконалення стандартного способу визначення КНП шляхом вимірювання поточної концентрації кисню в навколишньому середовищі. Дане припущення забезпечує виключення методичної похибки та підвищує точність вимірювання зазначеного способу. Таким чином, кінцева формула для визначення КНП виглядає наступним чином [27]:

$$\alpha = \frac{O_2'}{O_2' - O_2},$$

де O'_2 – поточна об'ємна концентрація кисню в навколишньому середовищі.

Практична реалізація системи регулювання процесу горіння. Врахувавши всі вищенаведені рекомендації, відділ теплометрії, діагностики і оптимізації в енергетиці Інституту технічної теплофізики НАН України розробив систему автоматичного регулювання процесу горіння в котлоагрегатах малої та середньої потужності, що базується на використанні α-зондів (рис. 15).

В основу пристрою покладений алгоритм контролю якості згорання палива в котлоагрегатах [28] шляхом безперервного вимірювання концентрації кисню в димових газах за допомогою широкосмугового кисневого зонду, що контролює процес горіння газоподібного та рідкого палив різного якісного та

кількісного складу. Індикація рівня КНП в димових газах відбувається за допомогою альфа-індикатора для швидкого та постійного моніторингу режиму роботи камери згорання та підключення контролера формуючого сигналу до електромережі для постійної та безперебійної роботи системи контролю (рис. 16).

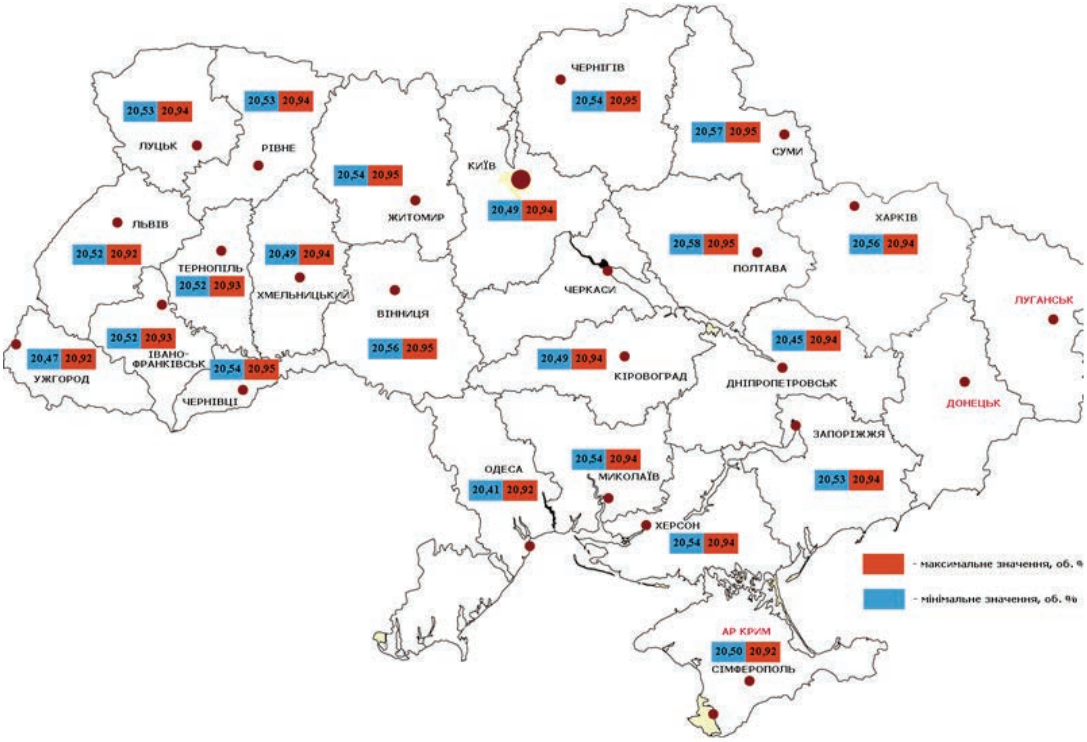


Рис. 14. Екстремальні значення об’ємної концентрації кисню в повітрі на території України в 2014р.

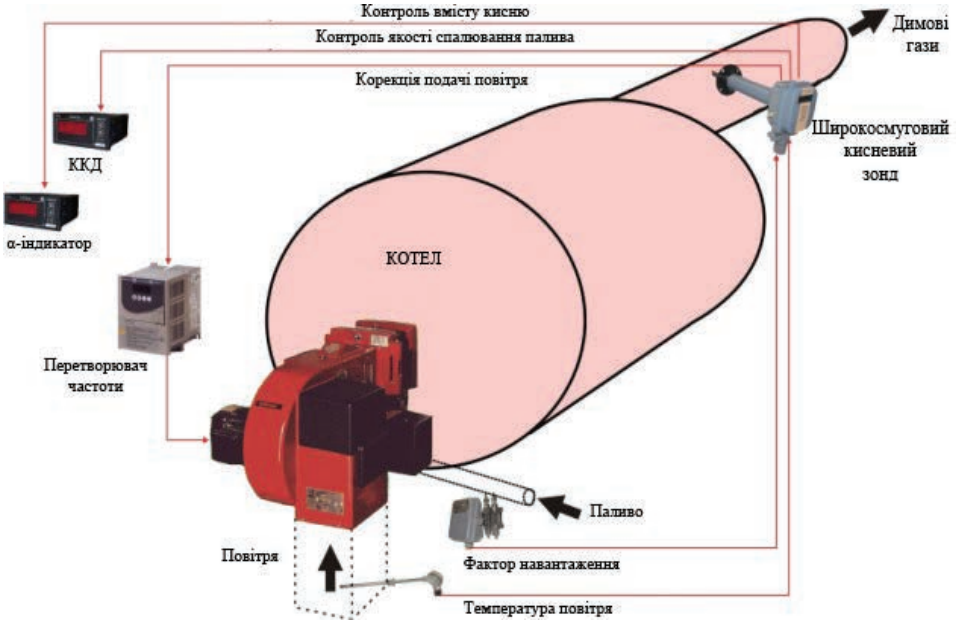


Рис. 15. Схема системи автоматичного регулювання процесом горіння з економічним спалюванням палива

Застосування широкосмугового кисневого зонду має ряд переваг перед традиційними газоаналізаторами: відсутність системи відбору та підготовки проби, швидке вимірювання концентрації залишкового кисню (0,1-0,2 с), безперебійна робота, довгий термін експлуатації, легка інсталяція на різні види теплових агрегатів.

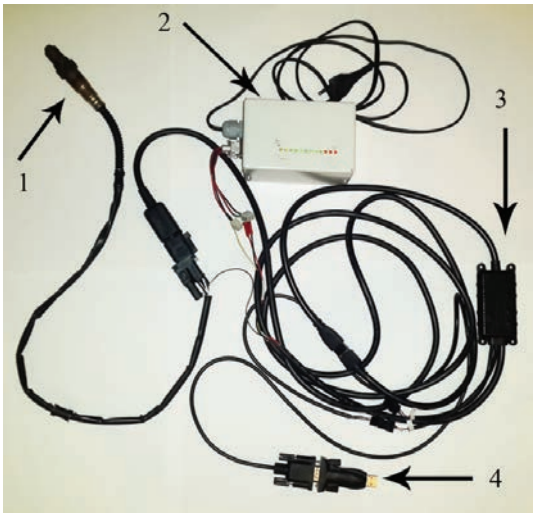


Рис. 16. Вузол контролю за станом процесу горіння (1 – широкосмуговий кисневий зонд; 2 – альфа-індикатор; 3 – контролер; 4 – USB-інтерфейс)

Використання різнорівневої системи світлодіодів (альфа-індикатора) дає змогу визначити рівень КНП в димових газах та режим роботи котлоагрегату (зелені світлодіоди – $\alpha<1$, повітряно-паливна суміш збагачена, жовті світлодіоди – $\alpha\approx1$, повітряно-паливна суміш стехіометрична, червоні світлодіоди – $\alpha>1$, повітряно-паливна суміш збідніла), та оперативно вносити зміни в режим роботи котлоагрегату шляхом регулювання кількості поступаючого палива та/або повітря для забезпечення максимальної ефективності роботи котельної установки. Наявність контролера дозволяє змінювати необхідний рівень стехіометричного співвідношення «повітря-паливо» та використовувати систему якості згорання палива на установках, що працюють на різних видах рідкого та газоподібного палив [29].

Технічні характеристики вузла контролю процесу горіння повітряно-паливної суміші наведені в табл. 3.

Таблиця 3. Основні характеристики вузла контролю за процесом горіння

Вихідний сигнал вимірювального зонда, В	+0,1…+5,0
Відгук (затримка часу індикації) для 50 % ступінчатого збурювання, сек.	0,1…0,3
Початковий час підготовки до вимірів, сек.	≤30,0
Діапазон вимірювань параметра α	0,5…1,5
Відносна похибка, %	3
Індикація результатів вимірювань	світлодіодна
Довжина кабелю сполучення, м	≤ 5
Температура навколишнього середовища при відносній вологості до 80 %:	
блоку індикації, °С	5…50
коробки вимірювального зонда, °С	5…70
Умови в точці вимірювань:	
температура середовища, °С	50…250
швидкість потоку, м/с	≤15
тиск, Па	≤+-500

Висновки

На основі проведеного комп'ютерного моделювання встановлено, що розміщення α-зонду в котлах НІІСТУ-5 можливе на початкових відрізках димового тракту, що обґрунтовано температурними режимами в топці котла та технічними характеристиками α-зонду.

Розроблено алгоритм, принципову схему регулювання та програмне забезпечення, що базуються на використанні частотно-регульованих електроприводів та α-зонду. На відповідний спосіб автоматичного регулювання процесу горіння в котлоагрегатах отримано патент України на винахід.

Проведено моделювання регулювання процесу горіння в котлоагрегатах на базі запропонованої математичної моделі повітряно-паливного тракту котла. Отримані результати свідчать про стабільність та ефективність розробленої системи.

Запропоновано метод підвищення точності визначення КНП, що базується на вимірюванні поточної концентрації кисню в повітрі. Технічна реалізація такого припущення дозволить підвищити точність визначення КНП до 10 % при стандартних умовах роботи котла.

В результаті проведених досліджень створено експериментальний зразок системи контролю та регулювання процесом горіння в котлах малої та середньої потужності, що базується на використанні α-зонду, забезпечує стабільну підтримку O_2 та CO_2 у вихідних газах та максимально можливий ККД у всьому діапазоні навантажень котлоагрегату, незалежно від стану котла, температури, якості палива та інших факторів.

Застосування енергозберігаючої системи регулювання процесу горіння дозволяє:

- оптимізувати режим згорання палива із врахуванням фактичних умов, режимів роботи котлоагрегату та характеристика палива;
- знизити енергоспоживання вентиляторів дуття та димососів до 50 %;
- знизити питомі витрати палива мінімум на 10 %;
- зменшити рівень викидів оксидів азоту до 40 %;
- підвищити ККД котлоагрегату мінімум на 5 %;
- реалізувати безперервну енергозберігаючу роботу котлоагрегату;
- виключити вплив людського фактору на управління процесом горіння;
- якісно спростити роботу обслуговуючого персоналу;
- багаторазово збільшити термін служби тягодуттєвих механізмів за рахунок зниження частоти обертання двигунів і плавного пуску;
- виключити споживання реактивної потужності з мережі.

1. *Долінський А.А*. Цільові орієнтири проекту Національної стратегії теплозабезпечення населених пунктів України. Частина 1. Вихідні умови розробки стратегії, основні пріоритети, інноваційний розвиток сфери теплозабезпечення / А.А. Долінський, Б.І. Басок // Промислова теплотехніка. – 2014. – Т. 36, № 2. – С. 54-69.
2. *Бабак В.П*. Оптимізація процесів горіння в котлах в залежності від якості природного газу з використанням α–зондів / В.П. Бабак, О.О. Назаренко // Проблемы промышленной теплотехники. Материалы VIII Международной конференции,8-11 октября 2013г., г. Киев, 2013. – С. 43.
3. *Долінський А.А*. Енергозбереження та екологічні проблеми енергетики / А.А. Долінський // Вісник НАН України. – 2006. – № 2. – С. 24-32.
4. *Барский В.А*. Адаптивная система управления тягодутьевыми механизмами котельных агрегатов ЭКО-3 / В.А. Барский, А.Е. Фришман, А.Ю. Лысенко // Електромеханічні і енергозберігаючі системи. – 2012. – Т.19, № 3. – С. 199-201.
5. *Радчук О.С*. Регулювання процесу горіння з використанням додаткових інформаційних сигналів / О.С. Радчук, О.Й. Штіфзон // Матеріали XI Міжнародної науково-практичної конференції «Ефективні інструменти сучасної науки – 2015», 27 квітня – 5 травня 2015р., м. Прага, 2015. – С. 55-61.
6. *Ковриго Ю.М*. Адаптивна система регулювання витрати палива / Ю.М. Ковриго, Б.В. Фоменко, І.А. Поліщук // Автоматика. Автоматизація. Електротехнічні комплекси та системи. – 2007. – Т.19, № 1. – С. 136-140.
7. *Патент* 107644, Україна, МПК F23N1/02. Спосіб автоматичного регулювання процесу горіння в котлоагрегатах / Бабак В.П., Назаренко О.О., Запорожець А.О.; заявник та патентовласник Інститут технічної теплофізики НАН України; заявл. 09.04.2014; опубл. 26.01.2015, Бюл. № 2.
8. *Бубенчиков А.М*. Численный анализ аэродинамики и горения турбулентной пылеугольной горелочной струи / А.М. Бубенчиков, А.В. Старченко //Физика горения и взрыва. – 1997. – Т. 33, № 1. – С. 51–59.
9. *Гиль А.В*. Численное исследование сжигания резервного топлива в топке котла БКЗ-210-140 / А.В. Гиль, А.С. Заворин, Д.В. Лебедь и др. // Известия Томского политехнического университета. Техника и технологии в энергетике. – 2014. – Т.325, № 4. – С. 65-75.
10. *Куманев С.А*. Результаты расчета кинетической модели горения природного газа методами математического моделирования / С.А. Куманев, М.П. Сухой, С.В. Швачич // Вопросы химии и химической технологии. – 2009. – № 1. – С. 143-145.
11. *Бубенчиков А.М*. Численные модели динамики и горения аэродисперсных смесей в каналах / А.М. Бубенчиков, А.В. Старченко. – Томск: Изд-во Томского ун-та. – 1998.–236с.
12. *D.B*. Mathematical models of turbulent flames: a review / D.B. Spalding // Combustion Science and Technology. – 1976. – V. 13, № 1–6. – P. 3–22.
13. *Yaxin Su*. Simulation of High Temperature Air Combustion with modified Edd-Brea-Up combustion model / Yaxin Su, Cuiwu Chen, Along Su // Energy Procedia. – 2012. – V. 14. – P. 127–132.
14. *Шумихин А.А*. Численное моделирование турбулентного диффузионного пламени на основе метода крупных вихрей / А.А. Шумихин, А.И. Карпов // Вычислительная механика сплошных сред. – 2012. – Т.5, № 2. – С. 199-207.

15. *Abolfazl* Irannejad. Large eddy simulation of turbulent spray breakup and evaporation / Abolfazl Irannejad, Farhad Jaberi // International Journal of Multiphase Flow. – 2014. – V. 61. – P. 108–128.
16. *Кобзарь С.Г*. Апробация упрощенной модели расчета горения и форматирования оксидов азота при сжигании жидкого топлива / С.Г. Кобзарь, Халатов А.А. // Промислова теплотехніка. – 2006. – Т. 28, № 3. – С. 62-69.
17. *Дослідження* теплофізичних і гідродинамічних процесів у робочому просторі котла та визначення можливих місць розміщення α-зонду: звіт НДР (проміж.) / Інститут технічної теплофізики НАН України (ІТТФ НАН України); кер. Бабак В.П.; виконав. О.О. Назаренко, А.О. Запорожець. – К., 2013. – 40 с. – № ДР 0113U001889. – Інв. № 0713U005518.
18. *Лещенко В.П*. Кислородные датчики / В.П. Лещенко. – М.: Легион-Автодата, 2003. – 112 с.
19. *Воликов А.Н*. Повышение эффективности сжигания топлива в котлоагрегах / А.Н. Воликов, О.Н. Новиков, А.Н. Окатьев // Энергонадзор-информ. – 2010. – № 1. – С. 54-57.
20. *Розроблення* алгоритму, принципової схеми та програмного забезпечення процесу регулювання співвідношення повітряно-паливної суміші для пальника зі зворотним зв'язком по сигналам α–зонду / Інститут технічної теплофізики НАН України (ІТТФ НАН України); кер. Бабак В.П.; виконав. О.О. Назаренко, А.О. Запорожець. – К., 2014. – 65 с. – № ДР 0114U000555. – Інв. № 0714U004362.
21. *Пономарев А.А*. Модель газовоздушного тракта теплоэнергетического котла как объекта регулирования / А.А. Пономарев // Сборник научных трудов НГТУ. – 2010. – № 3. – С. 19-28.
22. *Ревунов Д.С*. Система управления горением топлива в котельной установке / Д.С. Ревунов, А.Д. Семенов // Труды МНТК «Перспективные информационные технологии». – Т.2. С. 313-317.
23. *Соколов Б.А*. Котельные установки и их эксплуатация: учеб. для нач. проф. Образования / Б.А. Соколов. – М.: Издательский центр «Академия», 2007. – 432 с.
24. *Методика* расчета количества кислорода в атмосферном воздухе на основе метеорологических параметров с целью прогнозирования метеопатических эффектов атмосферы [Текст]: (метод. рекомендации) / Гл. упр. лечеб.-профилакт. помощи; сост. В. Ф. Овчарова. – М.: МЗ СССР. – 1983. – 13 с.
25. *Guide* to Meteorological Instruments and Methods of Observation / World Meteorological Organization, 2008. – № 8.– 119 p.
26. *Запорожець А.О*. Підвищення точності вимірювання коефіцієнта надлишку повітря в котлоагрегатах із застосуванням газоаналізаторів електрохімічного типу / В.П. Бабак, А.О. Запорожець, О.О. Редько // Промислова теплотехніка. – 2015. – № 1. – С. 82-96.
27. *Запорожец А.А*. Влияние метеорологических параметров на оптимизацию процесса горения /А.А. Запорожец, В.П. Бабак, А.А. Редько // «Дни неразрушающего контроля – 2015»: сборник тезисов (15-19 июня 2015 г., г. Созополь). – Созополь. – 2015. – С. 361-364.
28. *Запорожець А.О*. Система якості горіння повітряно-паливної суміші в котлоагрегатах малої та середньої потужності / В.П. Бабак, А.О. Запорожець // Методи та прилади контролю якості. – 2014. – № 2(33). – С. 106-114.
29. *Бабак В.П*. Цифровий альфа-індикатор контролю повітряно-паливної суміші на базі цирконієвого кисневого зонду / В.П. Бабак, О.О. Назаренко, А.О. Запорожець // Промислова теплотехніка. – 2014. – № 2. – С. 70-77.

ПРОЕКТ 5.6

Розробка технічних засобів підвищення терміну експлуатації існуючого та перспективного теплоутилізаційного обладнання високотемпературних паливних систем

5.6.1. Розробка та впровадження рекуперативних утилізаторів теплоти підвищеної стійкості для підігріву повітря та технологічних газів в високотемпературних печах

УТИЛІЗАТОРИ ТЕПЛОТИ ПІДВИЩЕНОЇ СТІЙКОСТІ ДЛЯ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНИХ ПЕЧЕЙ: КОНЦЕПЦІЯ, СТВОРЕННЯ НОВИХ КОНСТРУКЦІЙ ТА ВИПРОБУВАННЯ У ВОГНЕВИХ УМОВАХ

Б.С. СОРОКА, М.В. ВОРОБЙОВ, В.С. КУДРЯВЦЕВ, Р.С. КАРАБЧИЄВЬКА
(Інститут газу НАН України)

Висока вартість природного газу (ПГ) поряд з екологічними ускладненнями і впливом на зміну глобального клімату викликала світову тенденцію заміни і скорочення частки ПГ в паливному балансі. Скорочення використання природного газу досягають двома основними шляхами: утилізацією теплоти та заміщенням природного газу на альтернативні палива.

Саме утилізація теплоти викидних газів є найважливішим напрямом підвищення ефективності використання палива у середньо- та високотемпературних технологічних печах, що забезпечує економію до 30 – 40 % природного газу – в залежності від технологічної температури та призначення печі.

Металургійні комбінати України включають ряд виробництв, в тому числі коксохімічне, а також виробництво чавуну. Це забезпечує наявність значних обсягів технологічних газів: доменного, коксового, генераторного та ін., що формує резерв заміщення ПГ технологічними газами і їх сумішами.

Сутність процесу утилізації теплоти складається у поверненні частини залишкової теплоти викидних газів назад до печі для повторного використання. Процес реалізується у рекуперативних теплообмінниках шляхом підігріву теплоносіїв – компонентів горіння (перш за все повітря-окислювача), що поступають в пальники печей, викидними продуктами згоряння. Чим вища температура підігріву повітря, а також робоча температура печі (викидних газів), тим більша економія палива. Галузі промисловості, де використовуються рекуператори – металургія (виробництво прокату, термообробка металу), машинобудування (ковальсько-пресове виробництво), виробництво неметалевих матеріалів (кераміка, скло) та багато інших.

Утилізація теплоти продуктів згоряння в промислових печах зумовлена двома обставинами:

- *з огляду на прагнення скоротити витрати палива* – підвищення початкової температури компонентів горіння за рахунок повторного використання енергії (тепловмісту) викидних продуктів згоряння;
- у випадку опалювання високотемпературних печей – *необхідність підвищення температурного потенціалу теплоносія* – продуктів згоряння печей.

На рис. 1 представлено результати розрахунків зміни витрат природного газу в печах з рівнем технологічних температур 800 – 1000 °С в умовах заміни ПГ сумішшю доменного та природного газів, а також з урахуванням утилізації теплоти (підігрівом компонентів горіння). У розрахунках прийнято коефіцієнт надлишку повітря $\alpha = 1{,}1$.

З рис. 1 випливає, що при заміні природного газу природно-доменною сумішшю максимальна економія ПГ складає 50 % при частці доменного газу в паливній суміші понад 80 % і супутньому підігріві повітря горіння або цілком паливо-окислювальної суміші. В межах зазначеного вмісту доменного газу в паливі спостерігається економія необхідної (витраченої) теплоти згорання палива $\delta Q_f = +12{,}8...+ 0{,}94$ %. Збільшення частки доменного газу в природно-доменний суміші понад 80 % призводить до значних перевитрат необхідної теплоти у всіх розглянутих випадках.

© Б.С. СОРОКА, М.В. ВОРОБЙОВ, В.С. КУДРЯВЦЕВ, Р.С. КАРАБЧИЄВЬКА, 2015

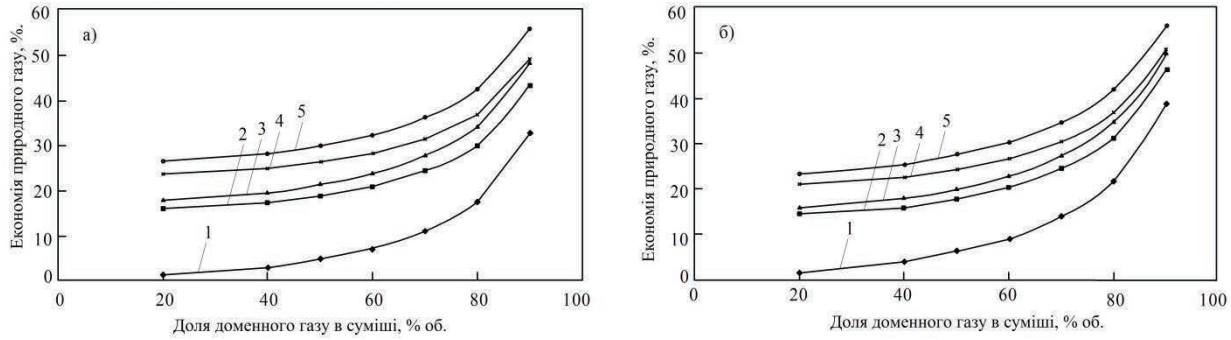


Рис. 1. Економія природного газу при заміні природного газу на суміш доменного та природного газу в залежності від долі доменного газу в суміші з природним газом: 1 – «холодна» паливо-окислювальна суміш, t_{mix} = 25 °С; 2 – «холодне»паливо, t_f = 25 °С; температура підігріву повітря горіння t_a = 250 °С; 3 – «гаряча» паливо-окислювальна суміш, t_{mix} =250 °С; 4 – «холодне»паливо, t_f =25 °С; температура підігріву повітря горіння t_a = 400 °С; 5 – «гаряча» паливо-окислювальна суміш, t_{mix} = 400 °С. Технологічна температура печі t_{fur}, °С: 1000 (а); 800 (б)

Рекуперативні теплообмінники технологічних печей працюють в жорстких умовах, і не тільки з огляду на високі температури експлуатації. Перехід окремих металургійних підприємств на використання альтернативного палива, зокрема коксового газу, коксодоменної суміші – замість природного газу – призводить до руйнації рекуператорів внаслідок високотемпературної сірчаної корозії. В таких умовах строк експлуатації рекуператорів не перевищує 1 – 2 роки незважаючи на їхнє виготовлення з дуже дорогих високолегованих сталей та сплавів.

Необхідність заміни природного газу та вимога підвищення ефективності використання палив з низькою теплотою та зменшеною температурою згоряння потребує підігріву як повітря (окислювача при горінні), так і самого палива. З означених причин виникає необхідність у створенні конструкції рекуператорів із підвищеною температурою підігріву кожного з компонентів горіння та одночасно зменшеною температурою теплообмінних (трубчастих) поверхонь, яка забезпечує збільшення термічної стійкості обладнання та терміну експлуатації.

Аналіз робочого процесу в утилізаторах теплоти, де гріється повітряний потік, показує, що повітря згоряння як прозоре до випромінювання середовище може нагріватися лише за рахунок контакту з теплообмінними поверхнями (конвекцією від стінок). З огляду на це всередині повітряного потоку доцільно розмістити додаткові поверхні – вставки, які, у свою чергу, мають нагріватися випромінюванням від теплообмінних поверхонь (зокрема, трубчастих). Зазначені вставки є вторинними або проміжними випромінювачами, оскільки вони нагріваються радіацією (випромінюванням) від основних теплообмінних поверхонь. Таким чином, забезпечується інтенсифікація результуючого теплообміну із одночасним підвищенням температури підігріву теплоносіїв – компонентів горіння (енергетична мета) та зменшенням температури теплообмінних поверхонь (експлуатаційна задача). Найбільший ефект досягається за рахунок оптимізації геометрії вставок – вторинних випромінювачів.

В Україні використовуються застарілі конструкції рекуператорів промислових печей, які не відповідають сучасним вимогам підвищення температур підігріву повітря та забезпечення скорочення витрат палива: замість необхідного підвищення температури попереднього підігріву повітря горіння в рекуператорах до 500 – 600 °С рівень температур підігріву повітря у традиційних рекуператорах складає лише 300 – 400 °С.

Щодо стійкості рекуператорів в умовах агресивного середовища при залученні альтернативних технологічних палив із вмістом сірки, існуючі рекуператори взагалі не можуть бути використані.

В Інституті газу НАНУ вперше розроблено та реалізовано концепцію одночасного забезпечення сформульованих вимог – *збільшення температури теплоносія*, що гріється, та *зниження температури стінок труб* за рахунок інтенсифікації теплообміну всередині труб шляхом встановлення вставок оптимальної геометрії (вторинних випромінювачів) – рис. 2.

При цьому слід взяти до уваги складність розміщення вставок на криволінійних ділянках теплообмінних труб, що вдалося подолати в конструкціях, запропонованих відповідно до патенту Інституту газу (Патент України на винахід № 101124).

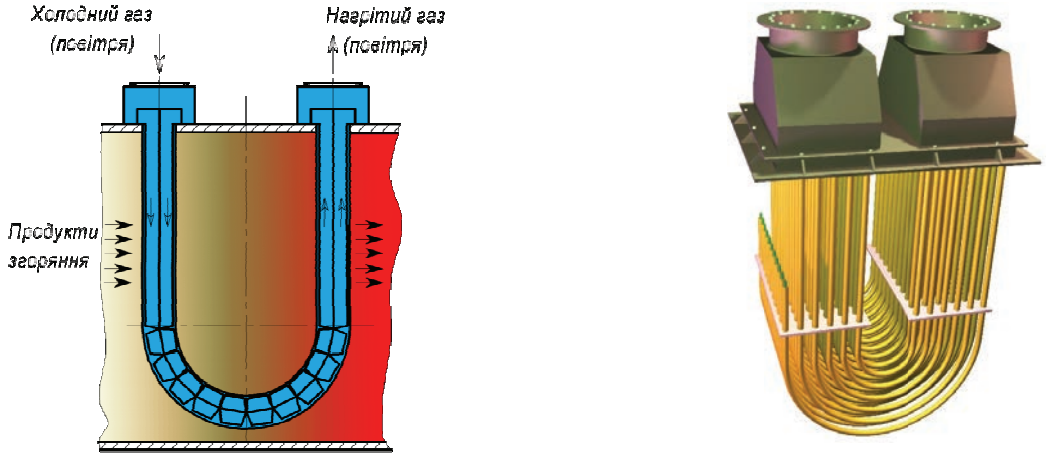


Рис. 2. Принципова схема та загальний вигляд секції петлевого трубчастого рекуператора з вторинними випромінювачами в трубах

На цій основі розроблені конструкції рекуперативних секцій, які пройшли всебічні стендові випробування та довели переваги у співставленні із закордонними аналогами.

Експериментальні дослідження рекуператорів з внутрішньотрубними вставками проводили на комп'ютеризованому вогневому стенді, розробленому та спорудженому в Інституті газу НАН України. Стенд являє собою вогневу камеру, що опалюється за допомогою плоскополум'яного пальника ГПП-4LE, в якому за рахунок ефекту Коанда (створення розімкненого факелу) вдається забезпечити рівномірний розподіл температур – нерівномірність складає ± 5...10 К – в межах поверхні (об'єму), що нагрівається. В камері встановлено дві дослідні секції рекуператора (див. рис. 3). Кожна із секцій складається з трьох паралельних U-подібних петель, виготовлених з труб промислового сортаменту ∅89×4,5 мм, сумарна довжина трьох петель кожної із секцій відповідає петлі промислового рекуператора 3 × 3385 ≈ 10155 мм. Випробування проводилися при автоматичній підтримці рівних масових (об'ємних) витрат повітря через кожну з порівнюваних секцій.

В рамках проекту за програмою «РЕСУРС» було виготовлено та досліджено такі конструкції рекуперативних секцій: 1) гладкотрубна конструкція – з 3 (трьох) послідовних U-подібних петель без вставок (*BD*); 2) дві конструкції зі спіральними вставками: *SP*1 та *SP*2, встановленими по всій довжині теплообмінних труб (відносний крок спіралей $\sigma_1 = s/d = 4{,}0$ і $\sigma_2 = s/d = 2{,}5$ – відповідно). Спіральні вставки *SP*1 відповідають геометричним характеристикам спіральних турбулізаторів, що використовуються в трубчастих рекуператорах фірми «Helmut Peiler Montanwaerme» (Німеччина); 3) конструкція з гнучкими хрестоподібними вставками – вторинними випромінювачами, встановленими по всій довжині теплообмінних труб в петлях – конструкція *MD*3 (Патент України на винахід № 101124).

Методологія випробувань полягала в одночасних порівняльних дослідженнях рекуперативних секцій двох з чотирьох перелічених вище типів із визначенням основних теплотехнічних і теплогідравлічних характеристик:

• температури підігріву повітря $T_{a,ex}$ на виході із секції;

• максимальної $T_{w,max}$, локальних $T_{w,}$ і середньої $\overline{T_w}$ температур стінок труб, а також зниження відповідних температур в межах секцій зі вставками у порівнянні з гладкотрубною конструкцією;

• зближення температур стінки і потоку повітря, який нагрівається,– $\Delta T_{w,a} = T_w - T_a$;

• аеродинамічного опору тракту Δp_a дослідних секцій рекуператора;

• теплогідравлічної характеристики кожної із секцій рекуператора $e = (T_{a,ex} - T_{a,en}) / \Delta p_a$.

На рис. 4 для порівнюваних секцій рекуператора, розміщених в топковій камері стенду (рис. 3), представлено залежності зміни вихідної температури повітряного потоку $T_{a,ex}$ (рис. 4, а), середньої температури стінок $\overline{T_w}$ (рис. 4, б), різниці температур: середньої по стінках трьох петель кожної з секцій

$\overline{T_w}$ та $T_{a,ex}$ – на виході з секцій (рис. 4, в) від температури продуктів згоряння у вогневій камері T_{fl}. Дослідження проведені при витраті повітря через кожну з секцій $\dot{m}_a$ = 0,061 кг / сек (170 нм^3/год).

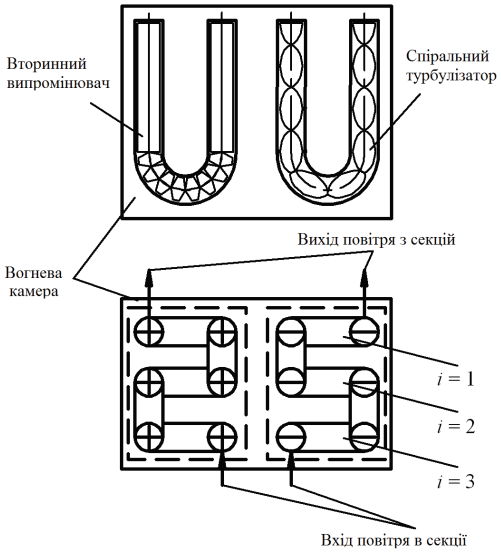


Рис. 3. Схема дослідних секцій рекуператора, встановлених на вогневому стенді

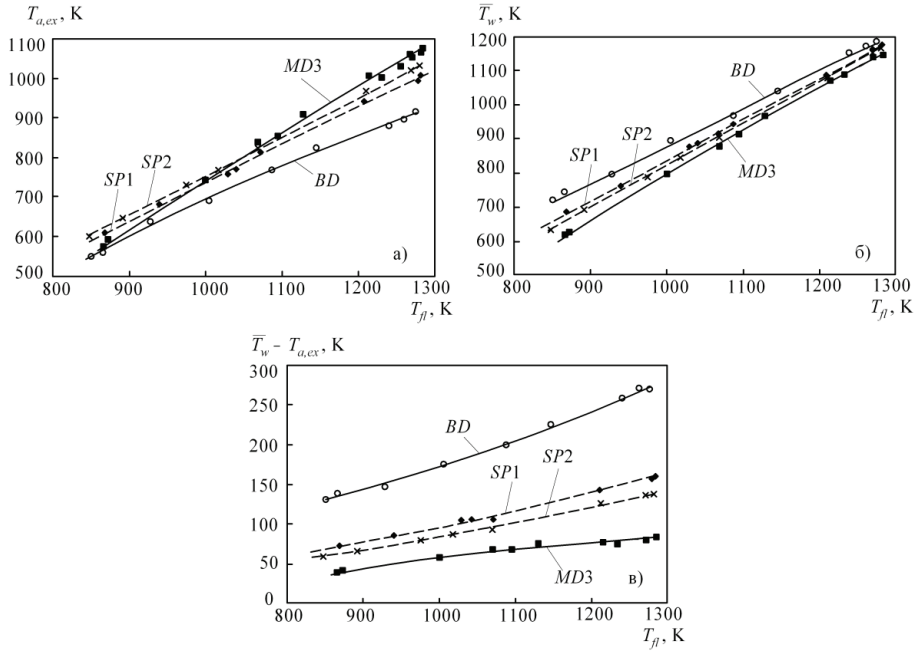


Рис. 4. Залежність температури підігріву повітря $T_{a,ex}$ (а), середньої температури стінки $\overline{T_w}$ (б) та різниці температур $\overline{T_w}$ – $T_{a,ex}$ (в) від температури в топковій камері T_{fl} для дослідних секцій рекуператора. Масові (об'ємні) витрати повітря $\dot{m}_a$ = = 0,061 кг/с = 170 нм^3/год = *const*

Експериментальні дані свідчать про те, що навіть за умови відносно невисоких температур в камері ~ 823 К (~ 550 °С) температура нагріву повітря $T_{a,ex}$ для секції *MD*3 незначно (~10 К) перевищує $T_{a,ex}$ для *BD* секції (рис. 4, а), але при цьому зменшується температура стінки труб секції *MD*3 (на рис. 4, б показана середня температура стінки). При цьому зменшення різниці температур між стінками труб і підігрівом повітря $\overline{T_w}$ – $T_{a,ex}$ для *MD*3 у порівнянні з *BD*: 30 ºС проти 140 ºС – є суттєвим навіть при таких умовах печі (рис. 3, в).

При подальшому зростанні «пічної» температури T_{fl} збільшується коефіцієнт зовнішньої тепловіддачі α_{out} (з топкової камери до стінок труб), також зростає частка тепловіддачі, що переноситься

випромінюванням всередині труби: від стінки труби до вторинного випромінювача. Тому із збільшенням T_{fl} різниця $(T_{a,ex})_{MD3} - (T_{a,ex})_{BD}$ збільшується до ~ 170 К.

При порівнянні зі спіральними вставками – турбулізаторами показано, що при рівні температур в камері ~823 К (~ 550 °С) температура нагріву повітря $T_{a,ex}$ в *MD*3 незначно (~20 К) поступається $T_{a,ex}$ для аналогів закордонних конструкцій – *SP*1 секції (рис. 3, а), та приблизно ~50 К для *SP*2. В той же час середня температура стінок (рис. 4, б) для *MD*3 менше ніж у *SP*1 і *SP*2, для яких $(\overline{T_w})_{SP1} \approx (\overline{T_w})_{SP2}$. При цьому різниця температур між стінками труб та підігрівом повітря в секції *SP*1 $\Delta T_{w,a} = \overline{T_w} - T_{a,ex}$ перевершує таку для секції *SP*2, яка, в свою чергу вища за різницю *MD*3: $(\Delta T_{w,a})_{MD3} < (\Delta T_{w,a})_{SP2} < (\Delta T_{w,a})_{SP}$ (рис. 4, в). Із зростанням температури T_{fl} в камері частка непрямого променевого теплообміну як складової в загальному переносі теплоти в системі «внутрішня поверхня труби – вторинний випромінювач – повітряний потік» зростає, і підігрів повітря в секції *MD*3 при температурі в камері 1273 К (1000 ° С) випереджає $T_{a,ex}$ для закордонних аналогів, представлених *SP*1 та *SP*2 секціями, приблизно ~ 60 К.

Зміна теплогідравлічної характеристики $e = (T_{a,ex} - T_{a,en})/\Delta p_a$ для дослідних секцій рекуператора від температури у вогневій камері T_{fl} представлена на рис. 5. Показано, що хоча за значенням e секція *MD*3 поступається найпростішій конструкції *BD* у всьому діапазоні температур, але суттєво випереджає за цією ознакою конструкції зі спіральними вставками *SP*1 та *SP*2, тобто іноземні аналоги. Окрім термічної складової, підвищення теплогідравлічної ефективності рекуператора *MD*3 досягається також за рахунок меншого аеродинамічного опору Δp_a у конструкції з хрестоподібними вставками (вторинними випромінювачами) у порівнянні із зарубіжними аналогами, які використовують спіральні турбулізатори.

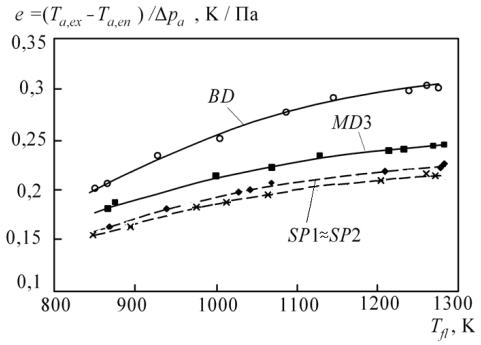


Рис. 5. Залежність теплогідравлічної ефективності $e = (T_{a,ex} - T_{a,en}) / \Delta p_a$ від температури в топковій камері T_{fl} для дослідних секцій рекуператорів різних конструкцій. Масова (об'ємна) витрата повітря $\dot{m}_a$ = 0,061 кг/с = 170 нм^3/год = *const*

Під час проведення науково-дослідних робіт в Інституті газу НАН України отримано значний експериментальний та розрахунковий матеріал, на основі якого створено методику та відповідну комп'ютерну програму розрахунку високотемпературних рекуперативних теплоутилізаторів з вторинними випромінювачами всередині труб.

Пілотний зразок (рис. 6) зазначеного рекуператора за підготовленою в Інституті газу НАН України документацією впроваджено на дослідно-промисловій лінії газифікації деревної тріски в Литовському енергетичному інституті *LEI* (м. Каунас).

Під час проведення досліджень газогенератора встановлено, що рекуператор забезпечує максимальний підігрів повітря горіння у 410 °С при температурі продуктів газифікації на вході ~620 ° С. Розбіжність значень за результатами розрахунків та дослідів склала 7,8 %, що свідчить про відмінний збіг результатів розрахункових даних та вимірювань. Це відкриває можливість використання розрахункової методики при створенні серії типорозмірів рекуператорів різної продуктивності та різної температури підігріву повітряного потоку.

За умови впровадження зазначених рекуператорів або їхніх елементів – вторинних випромінювачів – на частині (15 %) печей прокатного виробництва чорної металургії України очікуваний ефект економії палива становитиме понад 80 млн. м^3 природного газу/рік, в т.ч. додаткова економія для рекуператорів конструкції *MD*3 становить близько 25 млн. м^3/рік.

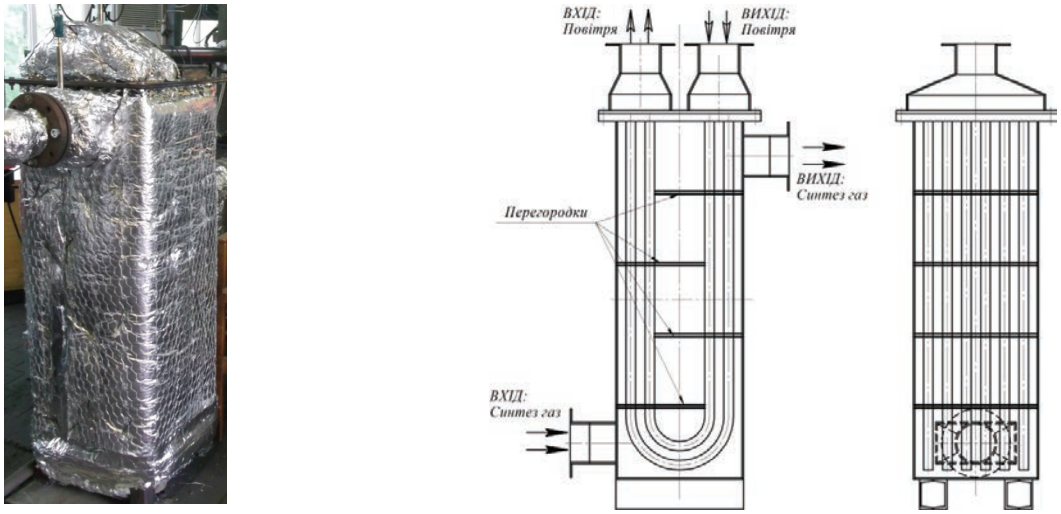


Рис. 6. Рекуперативний повітропідігрівач дослідного газогенератора LEI

Річний економічний ефект при цьому складає 390 млн. грн. (18,4 млн. USD, станом на жовтень 2015 р.), в т.ч. додаткова економія за рахунок використання запатентованих особливостей конструкції рекуператора – 123,6 млн. грн./рік (близько 5,75 млн. USD/рік).

З іншого боку при використанні зазначеного способу та пристроїв утилізації викидної теплоти – гарантована можливість заміни природного газу – горючими газами технологічного походження: коксовим газом або коксодоменною сумішшю. У цьому випадку економічний ефект заміни природного газу – 42,9 млн. USD/рік.

Використання рекуператорів запропонованої конструкції забезпечує зазначений економічний ефект при невеликому – 4 місяці – терміні окупності іноваційних капітальних витрат.

У грудні 2014 р. рекуператор із внутрішньотрубними вторинними випромінювачами здобув перемогу на Всеукраїнському конкурсі «Винахід року» у номінації «Енергетика та енергоефективність».

Висновки

Створена та запатентована конструкція високоефективного трубчастого рекуператора з гнучкими вторинними випромінювачами у формі радіальних ребер, встановлених по всій довжині криволінійних теплообмінних труб та рекуперативних секцій (прототип *MD*3).

На великомасштабному комп'ютеризованому вогневому стенді проведені порівняльні експериментальні дослідження теплообміну та аеродинаміки в 4-х типах газо-газових теплообмінників: зазначеного типу з вторинними випромінювачами, з спіральними турбулізаторами, а також в базовій гладкотрубній (без вставок) конструкції. Показано, що ефект інтенсифікації теплообміну всередині труб за рахунок розміщення вставок – вторинних випромінювачів по всій довжині труб, а також переваги конструкції в цілому зростають по мірі підвищення технологічної температури печі (температури викидних газів з печі) та на вході в рекуператор.

Доведено, що за економією палива, енергетичними, гідравлічними та теплогідравлічними характеристиками запропоновані рекуператори високотемпературних печей перевищують показники найсучасніших існуючих закордонних аналогів (ЄС, США, Китай), відмінною рисою яких є використання спіральних турбулізаторів для інтенсифікації теплообміну.

Запропонований рекуператор забезпечує можливість підняти температуру підігріву повітря горіння до 700 °С, що перевищує на 100 – 170 °С досягнуті у випробуваннях температури підігріву повітря у традиційних гладкотрубних рекуператорах при одночасному зменшенні температури стінок труб на 100 °С. Таким чином вдається забезпечити додатково до звичайної 25 %-ої економії палива для трубчастих рекуператорів ще 10...15 % економії природного газу.

Одночасно збільшується термін експлуатації високотемпературних рекуператорів у 2 – 5 разів. Саме тому запропоновані рекуператори можуть бути встановлені у випадку палив з термічно та хімічно

агресивними продуктами згоряння. Відповідні конструкції рекуператорів забезпечують їхнє використання в печах, які опалюються низькокалорійними газами (в т.ч. такими, що містять сірку).

5.6.2. Розробка технології та обладнання для виготовлення теплообмінних вузлів та з'єднань високотемпературних утилізаторів теплоти нової генерації

СТВОРЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ТА МОНТАЖУ ВНУТРІШНІХ ТЕПЛООБМІННИХ ВСТАВОК ДЛЯ ІСНУЮЧОГО ТА ПЕРСПЕКТИВНОГО ТЕПЛОУТИЛІЗАЦІЙНОГО ОБЛАДНАННЯ

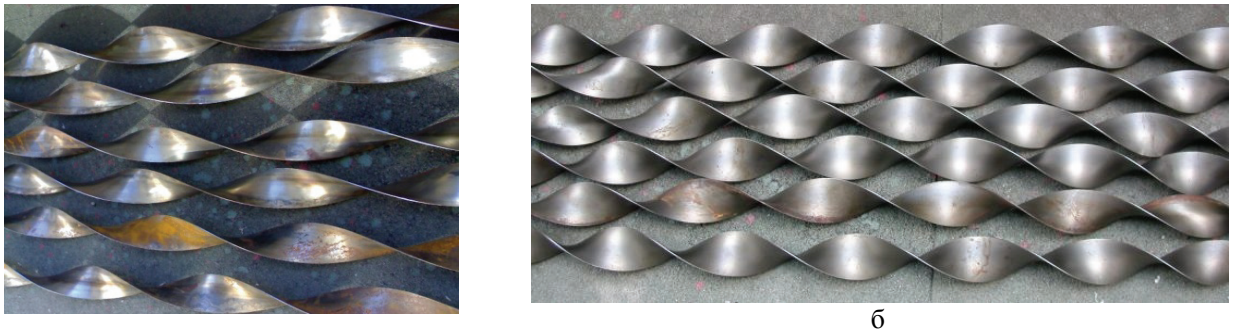
О.О. ПИСЬМЕННИЙ, О.С. ПРОКОФ'ЄВ, В.В. ПОЛУХІН, Р.С. ГУБАТЮК
(Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України)

У рамках цільової комплексної програми наукових досліджень НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» («Ресурс»), ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАН України є співвиконавцем теми «Розробка технічних засобів підвищення терміну експлуатації існуючого та перспективного теплоутилізаційного обладнання високотемпературних паливних систем» у частині виготовлення внутрішніх вставок – вторинних випромінювачів та розробки технології їхнього встановлення у труби, які застосовуються у паливних системах.

В Інституті газу НАН України, яка є провідною установою за даною тематикою, під керівництвом д.т.н., професора Б.С. Сороки підготовлено дослідно-конструкторську документацію на експериментальні зразки теплообмінних вставок – інтенсифікаторів теплообміну всередині труб.

У відділі № 43 ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ під керівництвом д.т.н., професора О.С. Письменного було розроблено технологію виготовлення зазначених теплообмінних вставок та технологію їх встановлення у криволінійні теплообмінні труби.

По-перше, для проведення порівняльних досліджень була розроблена технологія виготовлення спіральних вставок – турбулізаторів конвективного теплообміну, які відповідали характеристикам закордонних виробників (зокрема фірми «Helmut Peiler Montanwaerme» (Німеччина) з відносним кроком – відношенням кроку до діаметру $\sigma = t / d = 4{,}0$).



а б

Рис. 1. Зразки спіральних вставок: а - відносний крок $\sigma = t / d = 4{,}0$; б - відносний крок $\sigma = t / d = 2{,}5$

Виготовлення спіральних вставок здійснювалось шляхом доведення первинних заготівок до стану *повзучості металу. Повзучість металу* полягає у зростанні *пластичного деформування* із плином часу при *постійній напрузі*, яка, у свою чергу, не викликає *пластичного деформування* при дії короткочасного навантаження. *Саме властивості повзучості металу* обумовили можливість безперервного змінення із плином часу розмірів навантажених деталей, що і дало можливість здійснити виготовлення спіральних

© О.О. ПИСЬМЕННИЙ, О.С. ПРОКОФ'ЄВ, В.В. ПОЛУХІН, Р.С. ГУБАТЮК, 2015

вставок – турбулізаторів.

По-друге, у ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАН України було розроблено дослідно-конструкторську документацію на виготовлення нових, розроблених в Інституті газу НАН України (патент України на винахід № 101124), перспективних зразків внутрішніх вставок – вторинних випромінювачів (рис. 2) та технологію нероз'ємного з'єднання теплообмінних труб із вторинними випромінювачами. Така геометрія вставок дає змогу розмістити теплообмінні вставки по всій довжині теплообмінних труб, в т.ч. і на криволінійних ділянках.

Рис. 2. Дослідні зразки гнучких теплообмінних вставок – вторинних випромінювачів

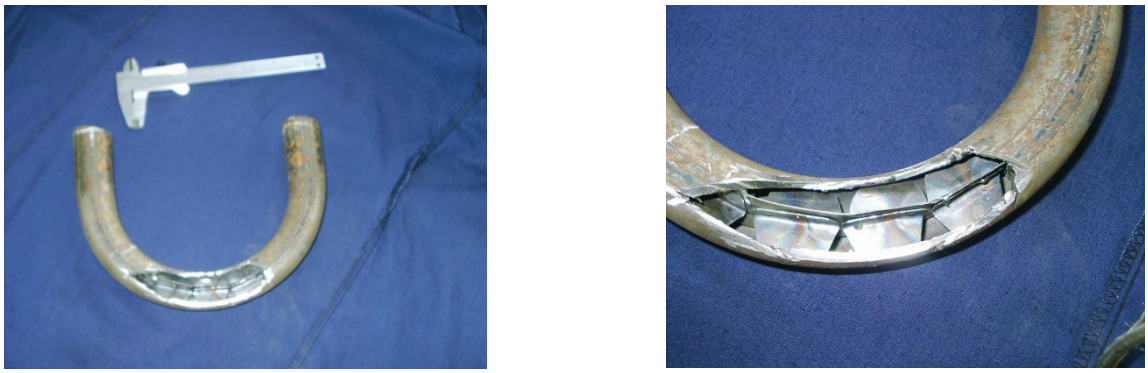


Рис. 3. U-подібна труба, вигнута з вмонтованим у неї вторинним випромінювачем

У відповідності до розробленої документації було виготовлено у натурну величину дослідні зразки гнучких вставок – вторинних випромінювачів та передано їх в Інститут газу НАН України для проведення подальших експериментальних досліджень.

Розроблені вставки – вторинні випромінювачі передбачається заздалегідь встановлювати у прямолінійний відрізок труби, а потім здійснити на цьому відрізку труби із внутрішньою вставкою вигин у коліно необхідної кривизни. Наступним етапом є індукційне нагрівання та процес зварювання-паяння тиском [1, 2] крайок внутрішньої вставки до внутрішньої стінки труби у місті вигину.

Проведено досліди на вигин труби у коліно з вмонтованим усередину вторинним випромінювачем (рис. 3).

Дослідження створеного зразка U-подібної труби показали, що внутрішні вставки – вторинні випромінювачі під час згинання ушкоджень не зазнали.

Таким чином встановлено, що для виготовлення трубних «колін» із внутрішніми вставками – вторинними випромінювачами можливо застосувати технологію термічного згинання теплообмінних труб із заздалегідь змонтованими всередині вторинними випромінювачами відповідної геометрії.

Виготовлення трубних «колін» шляхом термічного згинання теплообмінних труб з вторинними випромінювачами для труб промислового сортаменту (∅ 58 і більше) вимагає використання потужних джерел індукційного нагрівання – на рівні 150 кВт та вище. Реалізації зазначеної технології підлягають ділянки труби довжиною, що дорівнює або перевищує діаметр труби, яку необхідно зігнути. Для умов широкого промислового виробництва необхідно створення спеціального напівавтоматичного обладнання – тунельні індуктори, що пересуваються вздовж вісі труби, стани для згинання труб по потрібному радіусу, тощо [3].

1. *Лебедев В.К., Табелев В.Д., Письменный А.С.* /Ударная вязкость стыковых соединений, паянных с пластическим деформированием основного металла // Автомат.сварка.– 1993.–№ 8.– С.29–31.
2. *Табелев В.Д.* /О формировании соединений при пайке с пластическим деформированием основного металла//Материалы и технология пайки.– Киев:ИЭС им. Е.О. Патона АН Украины, 1991.– С.50–54
3. *Аналітичний* огляд технологічних способів гнуття труб та пропозиції щодо їх удосконалення /О.І. Горбенко, к.т.н. І.І. Горбенко, д.т.н. В.В. Чигиринський, к.т.н. В.І. Дубина // Нові напрямки і технології – 2014. – № 1 – С.122-126.

ПРОЕКТ 5.7

Розробка аеродинамічних, режимних та конструктивних заходів щодо подовження ресурсу останніх ступенів енергетичних парових турбін, працюючих у зоні вологої пари

УДК 621.165;621.311

РАЗРАБОТКА АЭРОДИНАМИЧЕСКИХ, РЕЖИМНЫХ И КОНСТРУКТОРСКИХ МЕРОПРИЯТИЙ ПО ПРОДЛЕНИЮ РЕСУРСА ПОСЛЕДНИХ СТУПЕНЕЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПАРОВЫХ ТУРБИН, РАБОТАЮЩИХ В ЗОНЕ ВЛАЖНОГО ПАРА

Академик НАН Украины **Ю.М. МАЦЕВИТЫЙ**, член-корреспондент НАН Украины **А.Л. ШУБЕНКО,**
член-корреспондент НАН Украины **А.В. РУСАНОВ, В.Н. ГОЛОЩАПОВ**, канд. техн. наук.
(Ин-т проблем машиностроения им. А.Н. Подгорного НАН Украины)

Рассмотрена проблематика увеличения ресурса лопаток ступеней паровых турбин, работающих в области влажного пара и предложены подходы по снижению влияния крупнодисперсной влаги на процессы в проточной части турбин. Использовался методологический подход, включающий расчетное исследование пространственного течения в группе из трех ступеней для правой стороны цилиндра низкого давления турбин К-200-130 (43-и энергоблока украинских ТЭС), анализ перехода однофазного течения в двухфазное с образованием жидкой фазы (мелкодисперсной влаги) и численно-аналитические методы расчета процессов конденсации пара и формирования эрозионноопасного потока капель. Предложенные конструктивные решения позволяют при модернизации проточной части турбины К-200-130 снизить эрозионное воздействие крупных капель на порядок, механические потери от влажности на 300-350 кВт, а также увеличить мощность цилиндра низкого давления на 6 МВт.

Ключевые слова: *влажнопаровая ступень, пространственный поток, методики, эрозионноопасные капли, потери механической энергии*

Постановка задачи исследования. На тепловых электростанциях Украины эксплуатируются паровые турбины мощностью 200 и 300 МВт. Наработка отдельных турбин К-200-130 достигла 320 тысяч часов (первый энергоблок на Змиевской ТЭС принят в эксплуатацию в 1960 г.). Что касается АЭС Украины, то на них эксплуатируются турбины мощностью 220 и 1000 МВт, работающие на влажном паре. В настоящее время для энергоблоков, которые отработали 30 лет, продлен срок эксплуатации ещё на 20 лет, а для ряда энергоблоков, срок эксплуатации которых приближается к 30 годам, проводится подготовка к продлению ресурса.

Энергоэффективность турбин зависит, прежде всего, от совершенства проточной части и во многом от проточной части низкого давления, работающей в области влажного пара, для которой свойственен переход от однофазного к двухфазному течению. Формирование влаги в ступенях приводит к дополнительным потерям энергии и к появлению эрозионного износа лопаточных аппаратов, что оказывает существенное влияние на их ресурс и на надежную работу всей турбины.

Определение КПД ступеней требует как адаптации существующих методов расчета пространственного течения вязкой среды к условиям движения пара в проточной части с учетом эксплуатационных факторов, так и создания комплексных методов исследования ступеней большой веерности, включающих расчеты пространственного потока пара с учетом образования жидкой фазы и ее воздействия на лопаточные аппараты ступеней.

Использование таких методов позволяет как при модернизации турбин, находящихся в эксплуатации, так и при создании новых турбоустановок обеспечить более высокую экономичность, повысить надежность работы и ресурс дорогостоящих лопаточных аппаратов и, прежде всего, рабочих лопаток большой длины за счет снижения эрозионного износа.

Цель данного исследования – адаптация программных комплексов к решению задач определения

© Ю.М. МАЦЕВИТЫЙ, А.Л. ШУБЕНКО, А.В. РУСАНОВ, В.Н. ГОЛОЩАПОВ, 2015

характеристик течения одно- и двухфазной рабочей среды (водяного пара) в ступенях проточной части низкого давления паровой турбины и на основе расчетного исследования группы ступеней ЦНД турбины К-200-130 разработать конструктивные решения, позволяющие повысить его КПД и снизить эрозионный износ рабочих лопаток последних ступеней.

На тепловых электростанциях Украины установлено 43 энергоблока с турбинами К-200-130 и К-210-130, что составляет 41 % установленной мощности ТЭС. В настоящее время на небольшой части (~ 8 энергоблоков) проведена модернизация путем замены проточной части ЦНД с удалением ступени Баумана и переходом на 4-х ступенчатый поток с длиной рабочей лопатки последней ступени, равной 1030 мм, что обеспечивает проектную пропускную способность турбины (расход пара 655 т/ч при начальном давлении 12,5 МПа (130 кгс/см^2) и температуре пара 545 °С. Давление в конденсаторе при номинальном режиме работы равно 3,5 кПа. Суммарная площадь выхлопа ЦНД составила 16,38 м^2 при сохранении тепловой схемы турбины и параметров пара на входе в ЦНД.

Модернизация ЦНД турбоустановок, выполненная ПАО «Турбоатом», привела к существенному улучшению его экономичности. В настоящее время КПД последних ступеней эксплуатируемых турбин К-200-130 со ступенью Баумана не превышает 73 - 75 %, турбин К-300-240-2 с рабочей лопаткой длиной 1030 мм – 80 – 82 % при работе на номинальном режиме. Однако, расчетное исследование группы ступеней, входящих в один поток цилиндра низкого давления, показало возможность повышения КПД, которое можно реализовать при переходе к трехступенчатому потоку и при создании более эффективных профилей для лопаточных аппаратов ступеней.

При этом ожидается как повышение КПД ступеней, так и снижение эрозионных повреждений рабочих лопаток последней ступени, что может существенно увеличить их ресурс и, как следствие, сохранить КПД на более длительном эксплуатационном периоде, а также сэкономить средства при капитальных ремонтах [1].

Анализ конструкций ЦНД паровых турбин и их проточных частей показал, что конструкция лопаточного аппарата предопределяет сложную структуру течения пара в ступенях проточной части. Достаточно низкие значения давления в ступенях приводят к тому, что в процессе работы на разных режимах в большей части ступеней ЦНД наступает процесс выделения влаги, который сопровождается формированием пленок жидкости на поверхностях лопаток, ее перераспределением по высоте, срывом пленок с образованием крупнодисперсного капельного потока.

С учетом этого требуется перейти к расчетам по предложенным авторами методикам и на этой основе разработать способы усовершенствования конструкций ступеней части низкого давления паровой турбины, обеспечивающие увеличение ресурса дорогостоящих рабочих лопаток.

Анализ существующих методик расчета пространственного течения влажного пара. Течение в проточной части турбомашин сопровождается сложными газодинамичес кими процессами, а структура потока существенно нестационарна и трехмерна. Существует несколько методов исследования газодинамических процессов в ступенях турбомашин: аналитический, физический (экспериментальный) и численный.

В настоящее время наиболее перспективным и эффективным методом исследования пространственного течения пара в ступенях турбомашин является численный эксперимент [2-4], который базируется на решении системы уравнений Навье-Стокса, осредненных по Фавру-Рейнольдсу, с корректно поставленными граничными условиями. Эти уравнения полностью описывают сложную форму течения сплошной среды: пространственное, вязкое, турбулентное, нестационарное течение сжимаемой жидкости во всем диапазоне изменения скорости [3-4]. Они не учитывают физико-химические превращения, происходящие в потоке.

Уравнения Навье–Стокса представляют систему нелинейных дифференциальных уравнений в частных производных, которая включает уравнения: неразрывности, сохранения количества движения и сохранения энергии, а их форма записи является следствием интегральных законов сохранения массы, импульса и энергии [5].

Так как система уравнений Навье-Стокса после осреднения по Рейнольдсу вследствие появления новых членов (градиентов, кажущихся (рейнольдсовых) напряжений и тепловых потоков, связанных с турбулентным движением) является незамкнутый, то для её замыкания используют различные модели

турбулентности. Одной из наиболее эффективных для организации вычислительных процедур и получения решений достаточно высокой точности является модель к-ω SST Ментера [6], - модель переноса сдвиговых напряжений, которая широко апробирована для течений в лопаточных аппаратах турбин, является относительно простой и удобной в вычислительном плане и характеризуется высокой вычислительной эффективностью.

Для класса течений, характерных для турбинной ступени, система уравнений рассматривается в обобщенных криволинейных координатах, в которых границы в физическом пространстве совпадают с координатными линиями в пространстве обобщенных координат.

Для замыкания уравнений газовой динамики в дополнение к модели турбулентности необходимо использовать уравнение состояния, описывающее термодинамические свойства рабочего тела. Наиболее точно реальные свойства воды и водяного пара описываются уравнениями IAPWS-95 [7]. Между тем, прямое применение сложных уравнений состояния (таких как модифицированное уравнение Бенедикта–Вебба–Рубина) или таблиц Международного стандарта состояния воды и водяного пара IAPWS-95 для использования в газодинамических расчетах проточной части невозможно, так как в этом случае время вычислительного процесса увеличивается более чем на два порядка.

Для реализации использования табличных данных IAPWS-95 в газодинамических расчетах ступеней проточной части паровых турбин был предложен интерполяционно - аналитический подход, в котором на базе ограниченного количества массивов табличных данных определяются все термодинамические величины, которые являются нелинейными функциями давления, температуры, плотности, энтальпии, теплоемкости и функционально зависят от безразмерных коэффициентов сжимаемости для соответствующих термодинамических величин [8, 9]. При этом интерполяция коэффициентов сжимаемости выполняется с помощью полинома третьего порядка. Данный подход реализован в новом программном комплексе IPMFlow, который является развитием комплексов FlowER и FlowER-U [2, 10] и использован для газодинамических расчетов потока в 3-х ступенчатой правой части ЦНД турбины К-200-130.

Каплеударная эрозия лопаточных аппаратов паровой турбины. Наличие жидкой фазы в рабочем теле паровых турбин вызывает дополнительные потери энергии в ступенях, а различная плотность паровой фазы и влаги приводит к существенному рассогласованию их скоростей, к сложной картине движения капельных потоков при значительной концентрации крупнодисперсной влаги в верхней части лопаточных аппаратов [11] и особенно - в межвенцовом зазоре последних ступеней [12].

Большое влияние на формирование эрозионных капельных потоков оказывает конструктивное формирование влажнопаровых ступеней части низкого давления. Но, несмотря на значительные результаты, полученные во многих исследованиях, изучение закономерностей эрозионного износа рабочих лопаток последних ступеней является актуальным и направленным на решение важной задачи энергетики – увеличение ресурса рабочих лопаток ЦНД паровых турбин для ТЭС и АЭС (стоимость замены комплекта рабочих лопаток для перелопачивания последних ступеней ЦНД превышает $ 375 тысяч).

Одним из наиболее существенных факторов, влияющих на интенсивность эрозионного износа рабочих лопаток последних ступеней ЦНД, является скорость нормального соударения капель влаги с профильной поверхностью лопатки.

В работах [13, 14] в основу построения математической модели эрозионного

разрушения твердых поверхностей под воздействием потока капель положены напряжения, возникающие в материале твердой преграды при соударении с ней капель, а рост эрозионной повреждаемости материала рабочей лопатки при каплеударном воздействии полидисперсного потока достаточно хорошо описывается уравнением:

$$\int_0^{\omega} (1-\omega)^K d\omega = -\frac{1}{(k+1)} \int_1^{\psi} \psi^k d\psi = 2\pi n t_э \int_{r_R}^{\infty} r \cdot d_r \int c\left[\sigma(r,t)\right]^k dt , \qquad (1)$$

где n – капельная нагрузка; r - расстояние от центра пятна контакта; r_R - внутренний радиус зоны нагружения; ω - параметр эрозионной повреждаемости; $\Psi=1-\omega$ - параметр сплошности; c, k - константы

эрозионной повреждаемости; σ - наибольшее растягивающее напряжение в рассматриваемой точке; *t*-время в интервале действия ударной нагрузки.

Временная зависимость $\sigma(r, t)$ определяется условием внутри интервала $0 \le t \le t_\partial$, где t_∂ - время действия нагрузки от удара одной капли, а пространственная – законом затухания напряжений вдоль оси *r*.

Разрушение материала поверхности происходит при достижении времени инкубационного периода $t = t_{инк.}$. При этом $\omega=1, \Psi=0$.

Нагрузка в зоне взаимодействия разделена на динамическую, обусловленную возникновением и прохождением волны Релея, и квазистатическую, определяемую процессом растекания капли.

Интегрирование уравнения (1) и его преобразование позволили получить выражение для определения времени инкубационного периода, которое является универсальной характеристикой износа и служит основой для решения общей задачи о движении фронта разрушения вглубь материала детали (рис. 1). Результаты исследования были использованы для создания комплексного метода прогнозирования износа рабочих лопаток. Для определения характеристик процессов соударения был предложен метод определения кинематических характеристик капель (параметров среды), в основу которого положено уравнение движения капель, а преобладающим механизмом воздействия на каплю являются силы аэродинамического сопротивления [14]:

$$\frac{d\vec{C}'}{dt} = 0,75 C_x d_k^{-1} \rho'' \rho' C_{отн} (\vec{C}'' - \vec{C}'), \qquad (2)$$

где $C_{отн}$ - скорость парового потока относительно капли, определяемая как $C_{отн} = \left|\vec{C}'' - \vec{C}'\right|$, C_x – коэффициент сопротивления капли, движущейся в потоке; d_k – диаметр капли; ρ'', ρ' – плотность пара и жидкости соответственно.

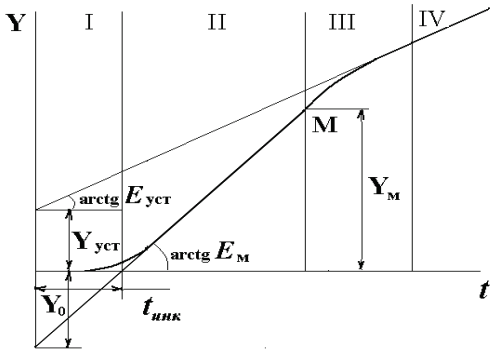


Рис. 1. Кинетическая кривая эрозии

Основным местом формирования эрозионноопасных капель являются кромочные следы за направляющими лопатками диафрагм, в которых происходит разрушение водяной пленки, образующейся на поверхности лопаток.

Закон распределения капель по размерам в кромочном следе принимается нормальным, а масса максимальной по диаметру капли определяется по критическому значению критерия дробления – числу Вебера $We_{кр} = 14$.

Для идентификации модели эрозии использован аппарат линейного регрессионного анализа. Эрозионному износу, прежде всего, подвергаются входные кромки рабочих лопаток в периферийной области. На рис. 2 приведены результаты применения предложенных методик для оценки эрозионного износа входных кромок рабочих лопаток последней ступени ЦНД серийных турбин мощностью 200 МВт по данным натурных наблюдений [11].

Эффективность разработанных к настоящему времени способов ослабления вредного влияния крупнодисперсной влаги, в основном, определяется снижением каплеударного воздействия на лопатку. Для этого необходимо было рассмотреть влияние нестационарной скорости зарождения новой фазы при неизотермической нуклеации во время быстрого расширения переохлажденного пара. Создание такой методики явилось основой для разработки численно-аналитического подхода, алгоритма и программных

средств для расчетного исследования возникновения и роста зародышевых капель, их попадании на поверхность лопаток, формирующих каналы, в которых происходит ускорение потока с его переохлаждением, появление и рост пленок жидкости и их движение по поверхностям лопаток с учетом пространственной структуры потока.

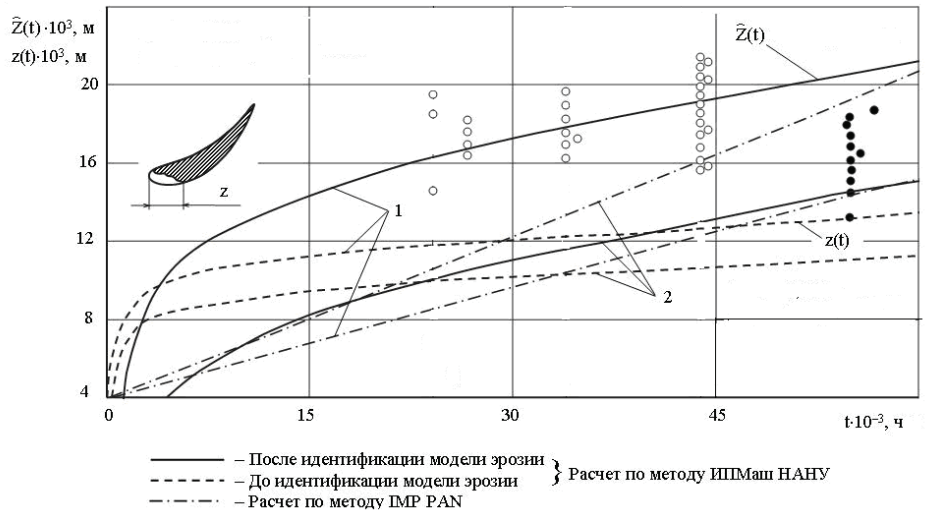


Рис. 2. Прогнозирование ширины зоны износа рабочей лопатки

Для рассматриваемой задачи течения конденсирующегося пара применяется, в первом приближении, условие отсутствия скольжения фаз и разделение трехмерной задачи на двумерные, одной из которых является осесимметричное течение пара через решетки, а решение относится к некоторой среднеканальной поверхности тока S_2, уравнение которой считается известным. Действительная форма канала учитывается с помощью коэффициентов стеснения потока. Несмотря на сложность задачи даже в такой постановке, при решении не учитывается смешанный характер течения и возможное появление разрывов газодинамических функций, а также сложные физические процессы, происходящие при конденсации.

Предлагаемый подход к решению задачи определения характеристик течения влажного пара с привлечением программного комплекса IPMFlow позволил достоверно определить пространственный характер перехода от равновесного (однофазного) течения пара к неравновесному (зарождению влаги), выполнить оценку роста капель с учетом переохлаждения пара, траекторий движения капель и условий формирования пленок на поверхности лопаток, а далее оценить формирование эрозионноопасного потока капель и его взаимодействия с входной кромкой рабочих лопаток.

Методика расчетного определения условий зарождения новой фазы построена на исходных уравнениях Зельдовича. При этом, в классическую теорию конденсации при расширении переохлажденного пара для условий зарождения новой фазы в проточной части турбины авторами введен показатель нестационарности, рассмотрена функция распределения зародышей малых капель в пространстве их размеров, получена подмодель потока капель при нестационарной скорости их образования в условиях неизотермического зарождения жидкой фазы и обратного влияния образующихся капель на состояние исходной фазы, предложена система моментных уравнений для случая нестационарного зарождения капель [11], разработан алгоритм и выполнена программная реализация в среде программирования Fortran G95 для работы с операционной системой MS Windous. Оценка достоверности методики и реализованных программных средств выполнена сопоставлением результатов расчета с результатами экспериментальных исследований процесса конденсации пара в расширяющемся осесимметричном сопле при истечении на сверхзвуковом режиме. Результаты сопоставления показали удовлетворительное совпадение таких характеристик как пересыщение пара S и показателя нестационарности n в зависимости от приведенного времени $(t, \alpha_к)$. Получено подтверждение о реализации квазистационарного режима зарождения капель и показано, что разработанный численно-аналитический метод описания процесса конденсации является практически точным как на этапе зарождения, так и на этапе переконденсации.

Потеря энергии от влажности и каплеударной эрозии. Главную часть потерь от влажности в ступенях ЦНД составляют механические потери, вызванные торможением рабочего колеса массой «медленных капель», а также затратами энергии на разгон и дробление осевшей на направляющем аппарате влаги. Определяющим фактором изменения параметров крупнодисперсной влаги является аэродинамическое взаимодействие с паровым потоком и прямой контакт с рабочими лопатками.

На основе взаимодействия дискретной капли с паровым потоком и поверхностью рабочей лопатки мощность механических потерь от крупнодисперсной влаги может быть представлена, как сумма мощностей определенного количества капель *i*-го радиуса в *j*–ом сечении лопатки (что может быть распространено на всю лопатку без нарушения общности физических представлений). Задача разделяется на задачу идентификации энергии потока пара, связанную с разгоном капель в каналах рабочего колеса, и на задачу определения мощности торможения при взаимодействии капель с входной кромкой рабочей лопатки. На основе этого с учетом кратности отражения осколков капель была разработана методика определения мощности механических потерь от влажности и их составляющих, была создана специальная программа и выполнены расчетные исследования применительно к последней ступени ЦНД с рабочей лопаткой длиной 1030 мм, которые показали, что на номинальном режиме работы турбины мощность потерь на разгон составила 106 кВт, на торможение – 283 кВт. В итоге полная мощность механических потерь достигает 389 кВт или 4,6 % мощности механических потерь ступени и может быть при длине рабочей лопатки 1030 мм и степени влажности на среднем диаметре $y_{ср}$ аппроксимирована зависимостью:

$$N_{МП} = 6010 y_{ср},$$

где $N_{МП}$ - мощность механических потерь в кВт,

Приведенная к расходу крупнодисперсной влаги мощность механических потерь и коэффициент возврата расхода крупнодисперсной влаги зависит от степени реактивности. Так, повышение степени реактивности периферийного сечения от 55 до 85 % снижает мощность механических потерь примерно в 2,15 раза и коэффициент возврата расхода в ~ 3,9 раза.

Выполненный расчет пространственного течения пара в блоке 3-х ступеней позволил определить пространственную картину положения поверхности начала формирования в потоке пара зародышей капель, изменение скорости потока в различных сечениях венцов лопаток и зазоров между ними, а также оценить появление критического размера капель и их дальнейший рост в пределах каналов.

Анализ конструкций влагоулавливающих устройств в виде камер в межвенцовых зазорах и щелей для отсоса влаги на профилях с удлинителями, а также обогрева направляющих лопаток показал их недостаточную эффективность [11, 15]. Такими средствами удаляются наиболее крупнодисперсные составляющие влаги, сосредоточенные на периферии ступени. Общее количество влаги, движущейся по вогнутой и выпуклой сторонам направляющих лопаток, достигает 20 % от всей влаги, находящейся в потоке, а в верхней половине лопатки сосредоточено две трети всей пленочной влаги [11].

Перспективным способом улавливания и отвода влаги при её минимальном дроблении и отражении является организация на периферийном обводе специально профилированных канавок, направление которых согласовано с траекторией движения потока крупнодисперсной влаги перед периферийным сечением рабочих лопаток. Эффективность удаления влаги существенно повышается при установке на рабочих лопатках бандажных полок и увеличении в периферийной области межвенцового зазора, который позволяет удалить основной поток крупнодисперсной влаги, формирующийся в кромочных следах направляющих лопаток, от входных кромок рабочих лопаток, ослабив тем самым их эрозионное воздействие.

Сочетание желобчатой поверхности с увеличенным периферийным зазором позволяет отказаться от влагоулавливающих устройств за НА для последней ступени, используя сброс отсепарированной влаги за пределы рабочего колеса. Увеличение межвенцового зазора может быть выполнено с помощью специального профилирования направляющих лопаток при уменьшении их хорды. Результаты расчетных исследований (рис. 3), проведенных по определению скорости эрозионного разрушения входных кромок рабочей лопатки длиной 1030 мм при условии удаления до 80 % крупнодисперсной влаги, движущейся в

верхней половине ступени, показали, что темп износа уменьшается на порядок (параметр $\overline{E} = E / E_{max}$ - отношение скорости износа в произвольной точке профиля к максимальной скорости).

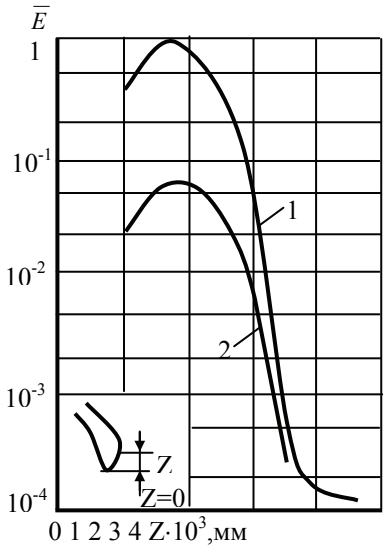


Рис. 3. Сравнительная оценка эрозионного износа поверхности верхнего сечения рабочей лопатки последней ступени турбины К-325-23,5: 1 – исходный вариант; 2 – после модернизации

Наряду с увеличением ресурса рабочих лопаток, повышается мощность и КПД ступеней. Снижение потерь кинетической энергии достигается применением более совершенных профилей направляющих и рабочих лопаток и перераспределением общего срабатываемого теплоперепада между ступенями путем повышения мощности первой и второй ступени, работающих в области перегретого пара и минимальной влажности, и некоторого уменьшения теплоперепада, срабатываемого в последней ступени. Конструктивно такой подход осуществляется увеличением средних диаметров первой и второй ступени и сохранением геометрии последней. При этом, корневой периферийный обвод приобретает коническую форму с отрицательным углом конусности, КПД 1-й и 2-й ступеней увеличивается на 2,1 %, КПД последней по вырабатываемой мощности повышается с 0,719 до 0,829 при давлении в конденсаторе $P_к$ = = 3,5 кПа. Мощность 3-х ступенчатой правой части ЦНД повышается на 3,01 МВт при $P_к$ = 5 кПа и на 1,93 МВт при $P_к$ = 8 кПа (разные $P_к$ соответствуют работе турбины в зимний и летний периоды).

Выводы

Предложен методологический подход к совершенствованию проточной части низкого давления паровых турбин, базирующийся на расчетном исследовании 3-х мерного течения вязкого пара в группе ступеней, определены границы перехода от однофазного к двухфазному течению пара в венцах ступеней, и развит численно-аналитический метод расчета процесса конденсации и формирования эрозионноопасного потока капель. Выполнена оценка механических потерь для ступени рабочей лопатки с длиной 1030 мм. Получены новые зависимости для определения механических потерь мощности ступени за счет тормозящего воздействия потока капель на рабочие лопатки, выполнена оценка механических потерь для ступени с длиной рабочей лопатки, равной 1030 мм.

Получены зависимости для оценки эрозионного износа входных кромок рабочих лопаток и определены факторы, позволяющие, снизив эрозионный износ, увеличить ресурс рабочих лопаток.

Предложены конструктивные решения, позволяющие повысить как экономичность 3-х ступенчатого отсека для ЦНД турбины К-200-130 при её модернизации, так и увеличить ресурс лопаточного аппарата.

1. *Совершенствование* термогазодинамических характеристик проточных частей мощных паровых турбин / А.Л. Шубенко, В.Л. Швецов, В.Н. Голощапов, В.Г. Солодов С.В., Алехина; под общ. ред. чл.-кор. НАН Украины А.Л. Шубенко. – Харьков: Цифрова друкарня № 1, 2013. – 172 с.
2. *Русанов А.В*. Математическое моделирование нестационарных газодинамических процессов в проточных частях турбомашин / А. В. Русанов, С. В. Ершов. – Харьков: ИПМаш НАН Украины, 2008. – 275 с.
3. *Русанов А.В*. Пространственная структура трехмерных вязких нестационарных течений в лопаточных аппаратах турбин / А. В. Русанов, С. В. Ершов // Компрессорное и энергетическое машиностроение. – 2006. – № 1. – С. 98–101.

4. *Русанов А.В*. Численное исследование структуры течения в проточной части турбинной ступени с надбандажными уплотнениями/ А. В. Русанов // Вестник науки и техники. – 2004. – № 3–4. – С. 25–30.
5. *Флетчер К*. Вычислительные методы в динамике жидкостей. В 2-х т. / К. Флетчер. – М.: Мир, 1991. – Т. 2. – 552 с.
6. *Rusanov A.V*. Numerical simulation of 3D unsteady viscous flow through reciprocally moving blade rows / A. V. Rusanov, S. V. Yershov // Proceedings 17th Int. Symposium on Airbreathing Engines, 4–9 September 2005, Munich, Germany.– 2005. – AIAA-2005-1125. – P. 1–8.
7. *IAPWS*. Revised Release on the IAPWS Formulation 1995 for the Thermodynamic Properties of Ordinary Water Substance for General and Scientific Use/ The International Association for the Properties of Water and Steam. [Электронный ресурс]. – 2013. – Режим доступа: http://www.iapws.org.
8. *Русанов А.В*. Использование уравнений термодинамических свойств водяного пара IAPWS-95 в 3-D расчетах / А. В. Русанов, Н. В. Пащенко // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2010. – № 5/7(47). – С. 37–41.
9. *Русанов А.В*. Моделирование 3D течений в проточной части ЦНД паровой турбины с использованием системы уравнений термодинамических свойств воды и водяного пара IAPWS-95 / А. В. Русанов, П. Лампарт, Н. В. Пащенко // Авиационно-космическая техника и технология. – 2012. – № 7(94). – С. 107–113.
10. *Єршов С.В*. Комплекс програм розрахунку тривимірних течій газу в багатовінцевих турбомашинах «FlowER»: свідоцтво про державну реєстрацію прав автора на твір, ПА № 77; 19.02.96 / С. В. Єршов, А. В. Русанов. – Державне агентство України з авторських та суміжних прав, 1996. – 1 с.
11. *Шубенко А.Л*. Математическое моделирование процессов течения влажного пара и оценка их воздействия на характеристики проточных частей турбин: дис. доктора технических наук: 05.14.01 / Александр Леонидович Шубенко. – Харьков, 1994. – 265 с.
12. *Шубенко А.Л*. Расчет механических потерь от влажности в последней ступени мощной паровой турбины/ А.Л. Шубенко, И.С. Стрельников, В.Л. Швецов //Проблемы машиностроения. – 2009. – Т.12, № 1. – С.8-15.
13. *Ковальский А.Э*. Теоретическое обоснование механизма каплеударной эрозии рабочих лопаток осевых турбомашин/ А.Э. Ковальский //Авиац.-косм. техника и технология: сб. науч. тр. – Харьков: Нац. аэрокосм. ун-т «ХАИ», 2001. – Вып. 23. Двигатели и энергоустановки. – С.33-41.
14. *Шубенко А.Л*. Кинетическая модель каплеударной эрозии рабочих лопаточных аппаратов паровых турбин/ А.Л. Шубенко, А.Э. Ковальский //Изв. АН СССР. Энергетика и транспорт. – 1989. – № 5. – С. 94-101.
15. *Кириллов И.И*. Проблемы влагоулавливания и влагоудаления в проточной части паровой турбины / И.И. Кириллов, Г.Г. Шнензер // Теплоэнергетика. – 1993. – № 3. – С. 22-24.

ПРОЕКТ 5.8

Моніторинг параметрів вторинних кіл трансформаторів струму для підвищення безпеки експлуатації та подовження ресурсу основного електротехнічного обладнання

МОНІТОРИНГ ПАРАМЕТРІВ ВТОРИННИХ КІЛ ТРАНСФОРМАТОРІВ СТРУМУ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ БЕЗПЕКИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ТА ПОДОВЖЕННЯ РЕСУРСУ ОСНОВНОГО ЕЛЕКТРОТЕХНІЧНОГО ОБЛАДНАННЯ

Б.С. СТОГНІЙ, М.Ф. СОПЕЛЬ, Г.М. ВАРСЬКИЙ
(Інститут електродинаміки НАН України, Київ)

Надана характеристика високовольтних трансформаторів струму як об'єктів моніторингу, показана необхідність моніторингу параметрів їх вторинних кіл. На основі аналізу результатів моделювання роботи трансформатора струму та групи трансформаторів в екстремальних режимах роботи, яке проводилось на створених в математичному пакеті Matlab/Simulink схемах з використанням розроблених matlab-моделей трансформатора струму, які враховують ємності високовольтної ізоляції трансформатора, визначено найбільш інформативні параметри для оцінювання стану вторинних кіл трансформатора струму. Розроблено структуру системи моніторингу параметрів вторинних кіл трансформаторів струму, яка інтегрована до складу моніторингового апаратно-програмного комплексу «Регіна», визначено вимоги до вхідних перетворювачів струму та напруги для таких систем. Розроблено алгоритми роботи і програмні модулі системи та програму і методику випробувань. Бібл. 5, рис. 3.

Ключові слова: *трансформатор струму, система моніторингу, параметри вторинного кола*

Трансформатори струму (ТС) належать до важливого електротехнічного обладнання та постачають первинну інформацію про струми електроенергетичних об'єктів. На використанні цієї інформації побудована робота систем релейного захисту та автоматики, систем моніторингу, які забезпечують контроль технічного стану та прогнозування ресурсу роботи основного електротехнічного обладнання, такого як генератори, силові трансформатори і автотрансформатори, реактори, вимикачі та інше, від яких залежить надійна та ефективна робота електроенергетичної системи в цілому. Як показує досвід експлуатації, пошкодження ТС може призвести до важкої системної аварії з багатомільонними збитками [1]. Точна, надійна та безпечна робота ТС є необхідною умовою якісної роботи згаданих систем. Існуючі системи моніторингу високовольтної ізоляції ТС контролюють основні її параметри та дозволяють своєчасно вивести проблемний апарат із експлуатації [2]. Але такі системи не контролюють стан вторинних обмоток ТС, які впливають на метрологічну надійність ТС та безпеку обслуговуючого персоналу. Тому безперервний контроль технічного стану вторинних кіл ТС заслуговує на особливу увагу. Зважаючи на тривалі строки експлуатації вимірювальних трансформаторів, значення їх навантаження та характеристики ліній зв'язку ця проблема є актуальною для вітчизняної електроенергетики.

Метою роботи є створення структури системи моніторингу параметрів вторинних кіл ТС, визначення параметрів вторинних кіл ТС, що підлягають моніторингу, обґрунтування вимог до вхідних перетворювачів струму і напруги системи, розроблення алгоритмів роботи та програмних модулів системи, програми та методики випробувань.

Високовольтні ТС для зовнішнього встановлення відрізняються великим різноманіттям конструкцій [3]. В залежності від типу первинної обмотки розрізняють ТС з ланковою, U-подібною та римоподібною обмотками. В залежності від класу напруги ТС можуть бути одноступінчатими або каскадними. Кожна з цих конструкцій, крім параметрів магнітної системи, кількості витків первинної і вторинної обмоток, відрізняються також заступними схемами, які враховують ємності основної ізоляції, власні ємності вторинних обмоток, ємності між екраном та обмотками ТС і т.п. При розрахунку усталених режимів роботи ТС на основній частоті ці ємності зазвичай не враховують із-за їх незначного впливу на роботу ТС в цих умовах. Але при дослідженні роботи ТС в перехідних режимах ЕЕС, або при розриві вторинної обмотки трансформатора, або при дослідженні точності ТС на вищих гармоніках струму і напруги, які

© Б.С. СТОГНІЙ, М.Ф. СОПЕЛЬ, Г.М. ВАРСЬКИЙ, 2015

виникають у мережі, ці ємності можуть суттєво вплинути на процеси в ТС. Так, наприклад, для ТС на напругу 35-150 кВ, які не мають електростатичного екрану між первинною і вторинною обмотками, ємнісний струм через високовольтну ізоляцію суттєво впливає на точність роботи трансформатора, викликаючи додаткову похибку, значення якої залежить від ємності високовольтної ізоляції, напруги і режиму роботи лінії. Для ТС класу точності 0,5 ТФЗМ150А-ІУ1 при напрузі 150 кВ, вторинному струмі 5 А, ємності високовольтної ізоляції 120 пФ та коефіцієнті реактивної потужності лінії $\mathrm{tg}\varphi$=0,5 вже при 70 % номінального струму повна похибка ТС перевищує 0,5 % [4].

Аналіз результатів моделювання роботи ТС як окремого, так і у групі, яке проводилось на створених в Matlab/Simulink схемах з використанням розроблених matlab-моделей ТС, які враховують зазначені вище ємності, показав, що для оцінювання стану вторинних кіл ТС і його високовольтної ізоляції необхідно безперервно контролювати струм у обмотці і напругу на ній, що дозволить своєчасно визначати аварійні режими роботи трансформатора такі як коротке замикання, підвищене (або зменшене) навантаження, розмикання вторинної обмотки. Крім того, доцільно контролювати струм у заземлюючому вторинну обмотку провіднику. Контроль цього струму дає змогу оцінювати величину ємності ізоляції і прогнозувати її стан.

ТС має одну спільну первинну і декілька вторинних обмоток, які намотані кожна на своєму осерді. Зазвичай високовольтні ТС мають до 5 вторинних обмоток (окрім ТС типу ТФБ-110(220), які можуть мати до 7 вторинних обмоток) – 1 (2) обмотки для вимірювання і 4 (3) обмотки для захисту. Таким чином для контролю вторинних кіл одного ТС необхідно в регістраторі сигналів (РС) системи моніторингу (СМ) мати 10 аналогових входів (5 струмових і 5 входів по напрузі). ТС встановлюють у кожну фазу високовольтної лінії, утворюючи трифазну групу ТС. Отже, для контролю вторинних кіл такої групи необхідно мати 30 аналогових входів у реєстраторі сигналів і один-два входи для контролю нульового струму трифазної групи ТС.

Технічний стан ТС оцінюється за багатьма критеріями, специфічними для цього виду устаткування, які визначаються наступними експлуатаційними чинниками:

– час експлуатації;

– кількість к.з. у первинному колі;

– кількість розмикань вторинних обмоток;

– величина навантаження вторинних обмоток: збільшене навантаження (розмикання вторинної обмотки), зменшене навантаження (зовнішні і внутрішні замикання вторинної обмотки);

– несиметрія навантаження вторинних обмоток трифазної групи ТС;

– величина струму через ємність основної ізоляції;

– тангенс кута діелектричних втрат основної ізоляції (tgδ);

– ємкість основної ізоляції (С1);

– динаміка зміни tgδ і С1;

– температурну залежність tgδ.

Таким чином, для створення функціонально повної СМ технічного стану ТС необхідно проводити як моніторинг високовольтної ізоляції, так і моніторинг вторинних кіл ТС.

Робота СМ параметрів вторинних кіл ТС (СМПВК ТС) побудована на вимірюванні в них струмів та напруг, які характеризуються широким динамічним діапазоном і наявністю аперіодичних складових в аварійних режимах роботи трансформаторів. Тому до вхідних перетворювачів струму (ВПС) РС висувають, як правило, жорсткі вимоги як до масогабаритних показників, так і до їх точності. При мінімальних розмірах ВПС повинні забезпечувати для змінної складової струмову похибку, що не перевищує 0,1 %, і кутову похибку не більше 10 мінут при роботі як в усталеному, так і перехідному режимі при наявності аперіодичної складової з постійною часу до 0,1 с в діапазоні від 0,01 до 20 кратного вхідного струму та повинні забезпечувати гальванічну розв’язку вхідних і вихідних кіл. При цьому найбільша похибка по аперіодичній складовій не повинна перевищувати 5÷10 %. Крім того, ВПС повинні створювати мінімальне навантаження (менше 1 ВА) для вторинних обмоток ТС. Поставлена задача може бути розв’язана за допомогою перетворювачів, побудованих по схемі трансформатора струму з негативним зворотним зв’язком (трансформатор струму з «нульовим» потоком». Практична схема ВПС, який реалізує цей принцип, показана на рис. 1. За рахунок великого коефіцієнта підсилення підсилювача А

у колі зворотного зв'язку в осерді перетворювача Т підтримується магнітний потік близький до нуля. За рахунок цього і забезпечуються надзвичайно високі метрологічні характеристики ВПС.

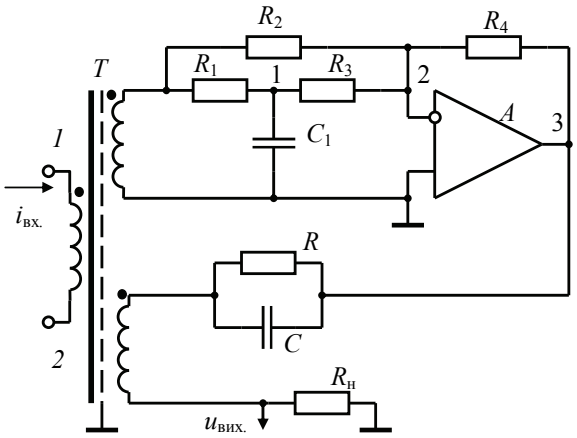


Рис. 1. Спрощена електрична схема ВПС

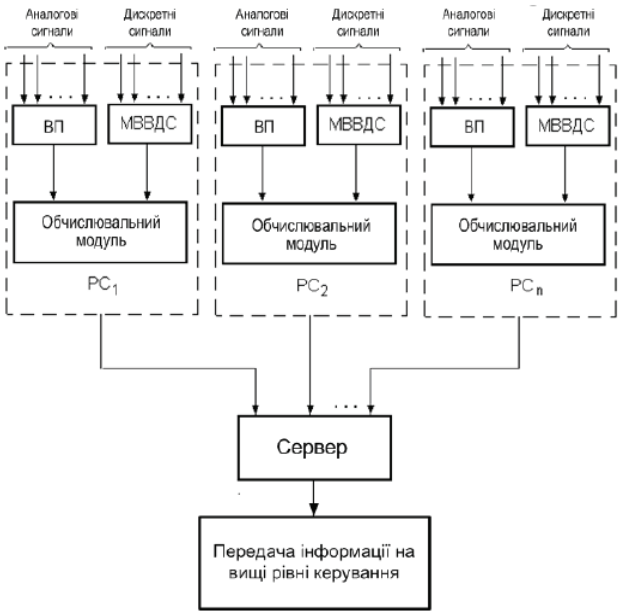


Рис. 2. Структура комплексів «Регіна»

Вхідний перетворювач напруги (ВПН) вторинної обмотки ТС будується по такій самій схемі, як і ВПС, розглянутий вище, за виключенням первинної обмотки, яка для ВПН виконується багатовитковою. В коло первинної обмотки включається додатковий баластний високоточний резистор $R_Б$, що забезпечує перетворення вхідної напруги у струм, який вимірюється як було описано вище. Описаний принцип вимірювання вторинних струмів і напруг реалізований у РС «Регіна».

Для моніторингу параметрів вторинних кіл ТС необхідно контролювати струм і напругу кожної вторинної обмотки трансформатора. Якщо будувати таку систему у вигляді окремого пристрою, знадобляться значні апаратні затрати, що буде економічно не вигідно. Але на багатьох електроенергетичних об'єктах України встановлені моніторингові апаратно-програмні комплекси «Регіна» [5], в яких необхідна інформація про струми вторинних обмоток ТС вже присутня, а їх обчислювальні потужності дозволяють також реалізувати функції моніторингу параметрів вторинних кіл ТС.

СМ параметрів вторинних кіл ТС интегрується у апаратно-програмний комплекс «Регіна» (рис. 2). До складу основних технічних засобів цього комплексу, що забезпечують одержання (реєстрацію) необхідної інформації на рівні об'єкту моніторингу входять:

– один з реєстраторів сигналів РС з блоками вимірювальних перетворювачів ВП для вимірювання миттєвих значень фазних струмів і напруги та розрахунку параметрів;

– комунікаційний сервер для збору і архівації даних, які надходять від ВП, прийому сигналів точного часу від GPS-приймача, надання даних за запитами віддаленого комп'ютера, надання інтерфейсів для передачі даних в on-line та off- line режимах;

– монітор для оперативної візуалізації зареєстрованих та розрахованих параметрів;

– блок гарантованого електроживлення для забезпечення роботи комплексу «Регіна» під час тимчасової перерви електроживлення;

– комплект виробів (антена, пристрій синхронізації та ін.) для прийому сигналів точного часу від GPS;

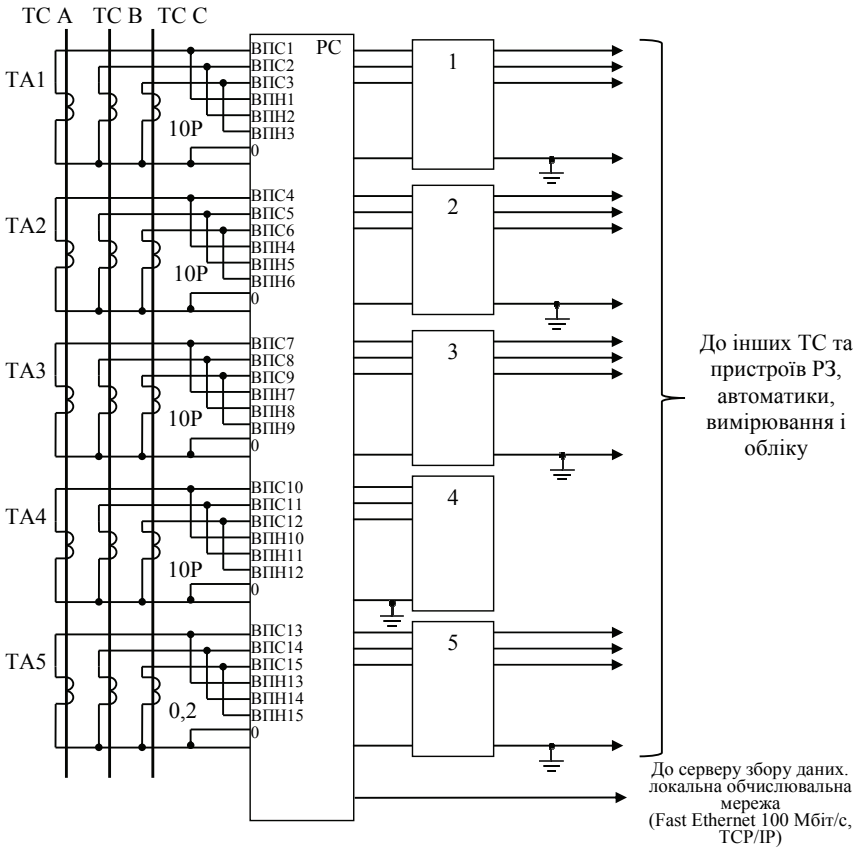
– локальна обчислювальна мережа, яка поєднує ВП та інші пристрої моніторингу нижнього рівня і сервер збору даних (Fast Ethernet 100 Мбіт/с, TCP/IP).

Основними компонентами кожного комплексу «Регіна» є РС. До складу РС у загальному випадку можуть входити: ВП, модуль введення-виведення дискретних сигналів (МВВДС), обчислювальний модуль. Напруга електроживлення кожного РС – 220 В змінного або постійного струму. РС фіксує

електричні сигнали змінного та постійного струму і напруги, а також дискретні сигнали типу сухий контакт або потенціальні. Кількість *(n)* необхідних реєстраторів ($РС_1$, $РС_2$, …, $РС_n$) визначається кількістю сигналів, що підлягають реєстрації та обробці. Один РС передбачає реєстрацію до 32 аналогових сигналів.

Сервер забезпечує зберігання в БД зареєстрованої й обробленої інформації та її передачу іншим програмам, що безпосередньо не входять до складу комплексу «Регіна», а також забезпечує передачу інформації на будь-які вищі рівні ієрархії керування (сервер комплексу «Регіна» може також формувати дані і для WEB серверу).

Виходячи із завдань та функцій, які має виконувати система моніторингу параметрів вторинних кіл трансформаторів струму, можливості встановлення додаткових давачів струму та беручи до уваги викладене вище запропонована наступна структура СМПВК ТС (рис. 3), яка використовує можливості комплексу «Регіна».



1 – основний захист; однофазне АПВ (ОАПВ); 2,3 – пристрій резервування відмови вимикачів (УРОВ) і протиаварійна автоматика ліній; 4 – диференціальний захист шин; 5 – лічильник; вимірювальні прилади (амперметри, ватметри, варметри); протиаварійна автоматика; телевимірювання

Рис. 3. Під'єднання РС до групи ТС

Підключення РС (рис. 3), який використовується у СМПВК ТС, до групи контрольованих ТС А, ТС В і ТС С має відбуватись у першу чергу. Тобто вхідні перетворювачі РС повинні бути першими у вторинних колах ТС. Вторинні струми від обмоток ТС через ВПС РС поступають на пристрої релейного захисту, автоматики і обліку. У цьому випадку ВПН1-ВПН15 РС будуть вимірювати падіння напруги на всьому вторинному колі кожної обмотки у точці найближчій до групи ТС. Це дозволяє уникнути прокладання додаткових контрольних кабелів для вимірювання напруги на обмотках ТС. Додаткові давачі ємнісного струму ДТ, включені у заземлюючі провідники трансформаторів, дозволяють контролювати високовольтну ізоляцію ТС. Інформація про напруги фаз лінії одержується з інших РС комплексу «Регіна».

Сучасні мікропроцесорні пристрої обліку електроенергії, релейного захисту і автоматики знаходять все більш широке застосування на електроенергетичних об'єктах України. Крім своїх основних функцій вони можуть виконувати роль реєстраторів сигналів, збираючи інформацію про струми і напруги

приєднань, в яких вони встановлені, та передавати її на вищі рівні ієрархії керування. Як видно з рис.3, ці пристрої включаються до вторинних кіл різних обмоток трансформаторів струму. Тому, при створенні системи моніторингу параметрів вторинних кіл трансформаторів струму, виникає можливість використання інформації про струми і напруги вторинних обмоток ТС з інших джерел крім регістраторів сигналів «Регіни». Це потребує створення програмного забезпечення, яке дозволяє збирати дані з пристроїв різних фірм-виробників з прив'язкою до єдиного часу та в одному форматі.

Розроблені алгоритми та програми для СМПВК ТС дозволяють:

1. Контролювати величину навантаження кожної вторинної обмотки ТС, включно із лініями зв'язку, попереджати оператора про вихід навантаження із допустимих меж, що призводить до збільшення похибок вимірювання та метрологічної відмови ТС.

2. Визначати несиметрію навантаження у групі ТС, яка впливає на точність роботи ТС, особливо у перехідних режимах роботи.

3. Визначати і попереджати про аварійний режим обриву у вторинному колі ТС, який супроводжується перенапругами, небезпечними для вторинного обладнання та життя обслуговуючого персоналу.

4. Попереджати про коротке замикання у вторинному колі трансформатора, при якому вторинний струм повністю або частково не поступає на вхід вторинного обладнання (метрологічна відмова).

5. Контролювати точність вторинних обмоток ТС відносно одна одної, поступове погіршення якої викликане погіршенням магнітних характеристик одного із осердь.

6. За наперед визначеними вольт-амперними характеристиками ТС та кутом магнітних втрат у осердях трансформатора обчислювати повну, струмову та кутову похибки ТС для кожної вторинної обмотки. Передбачена можливість врахування цих даних при обчислюванні коригувальних поправок до результатів вимірювання, що забезпечує роботу ТС у більш високому класі точності.

7. Визначати тангенс кута діелектричних втрат основної ізоляції (tgδ), ємкість основної ізоляції (С1), небаланс струмів провідності ізоляції трифазної групи ТС, динаміку зміни tgδ і С1, температурну залежність tgδ.

Висновок

В результаті виконання роботи створено структуру системи моніторингу параметрів вторинних кіл трансформаторів струму, розроблено основні алгоритми її роботи і програмні модулі системи, програму і методику випробувань, проаналізовано можливі варіанти виконання вхідних перетворювачів струму та напруги для таких систем.

Інтеграція функцій моніторингу параметрів вторинних кіл і високовольтної ізоляції ТС у систему моніторингу стану електротехнічного обладнання електричної підстанції, побудованої на основі моніторингових апаратно-програмних комплексів «Регіна», дозволяє спростити їх реалізацію і забезпечити функціонально повний контроль технічного стану ТС, що підвищує безпеку експлуатації та надійність роботи трансформатора і пристроїв релейного захисту, автоматики і обліку та опосередковано сприяє подовженню ресурсу основного електротехнічного обладнання і підвищенню ефективності роботи енергосистеми в цілому.

1. *Московский* блэкаут. Кто виноват и что делать?/ http://www.nkj.ru/archive/articles/6345/.
2. *Аппаратно-программный* комплекс непрерывного диагностирования основной изоляции трансформаторов тока и высоковольтных вводов силовых трансформаторов / Б.С. Стогний, Ю.В. Пилипенко, М.Ф. Сопель, В.Л. Тутик // Пр. Ін-ту електродинаміки НАН України. — 2010. — Вип. 26. — С. 38-46.
3. *Бажанов С.А*. Маслонаполненные трансформаторы тока. – Москва.: Энергоатомиздат, 1983. – 80 с.
4. *Варский Г.М*. Влияние межобмоточной емкости на точность работы высоковольтного трансформатора тока // Технічна електродинаміка. – 2014. –№ 4. – С. 58–60.
5. *Система* збору та обробки інформації, що реєструється комплексами «Регіна-Ч» / Б.С. Стогній, О.В. Кириленко, О.Ф. Буткевич, М.Ф. Сопель, О.Б. Рибіна, В.Л. Тутик // Праці Інституту електродинаміки Національної академії наук України: Зб. наук. пр. — К.: ІЕД НАНУ, 2011. — Вип 29. — С. 35-46. — Бібліогр.: 12 назв. — укр.

ПРОЕКТ 5.9

Підвищення ресурсу експлуатації будівель шляхом термомодернізації зовнішніх поверхонь їх огороджувальних конструкцій

УДК 699.86

ПІДВИЩЕННЯ РЕСУРСУ ЕКСПЛУАТАЦІЇ БУДІВЕЛЬ ШЛЯХОМ ТЕРМОМОДЕРНІЗАЦІЇ ЗОВНІШНІХ ПОВЕРХОНЬ ЇХ ОГОРОДЖУВАЛЬНИХ КОНСТРУКЦІЙ

Б.І. БАСОК, Б.В. ДАВИДЕНКО
(Інститут технічної теплофізики НАН України, м. Київ)

Шляхом чисельних досліджень визначено вплив характеристик теплоізоляційного матеріалу, що нанесено на зовнішню поверхню огороджувальних конструкцій будинку, на її температурний та вологісний режими. З результатів досліджень випливає, що за рахунок нанесення додаткового теплоізоляційного шару область конденсації водяної пари виноситься за межі несучої будівельної конструкції, що сприяє подовженню ресурсу несучих стінових будівельних конструкцій. Умова при виборі теплоізоляційного матеріалу полягає в тому, що коефіцієнт паропроникності утеплювача повинен бути вище, ніж у матеріалу несучої конструкції. Визначено також вплив зовнішнього теплоізоляційного шару на температурні та концентраційні напруження в стінових бетонних панелях. Показано, що теплоізоляційний шар сприяє підвищенню температури зовнішньої поверхні стіни, що приводить до зменшення позитивних нормальних напружень на її зовнішній поверхні. Це запобігає виникненню та розвитку тріщин та сприяє підвищенню довговічності будівельних конструкцій.

Волога вважається одним з найсуттєвіших факторів, що зменшують термін служби будівельних конструкцій. Вода, що проникає в капіляри пористих будівельних матеріалів, завдає цим матеріалам руйнівної дії, знижуючи їх міцність. Надлишкове зволоження стінової конструкції сприяє також зниженню її термічного опору. Подовження ресурсу будівельних конструкцій та зниження рівнів тепловтрат через огорожі досягається шляхом запобігання процесам їх зволоження. Водяна пара, концентрація якої всередині приміщення в зимовий період року вища за концентрацію вологи в зовнішньому повітряному просторі, переноситься шляхом дифузії з приміщення назовні через будівельну конструкцію. У випадку переохолодження будівельної конструкції водяна пара може досягти стану насичення, що призводить до випадіння конденсату на поверхні, або всередині огороджувальних конструкцій споруд, а при подальшому похолоданні сконденсована волога може кристалізуватись в лід з притаманними йому аномальними властивостями розширюватись і створювати локальні руйнівні напруження.

Як відомо, будівельні конструкції в процесі експлуатації зазнають деформацій, наслідком яких є виникнення механічних напружень. Деформації стін та перекриттів відбуваються як під впливом власної ваги, так і внаслідок нерівномірного розподілу температури та вологовмісту по її об'єму. Температурні та концентраційні деформації та напруження призводять до пошкодження поверхонь огорож, які можуть бути причиною виникнення тріщин. Тріщини в огорожах не тільки погіршують зовнішній вигляд будівлі, але й знижують її конструктивну надійність.

Дієвим засобом запобігання надлишковому зволоженню будівельних конструкцій є їх термомодернізація, яка полягає в нанесенні додаткового теплоізоляційного шару на зовнішню поверхню огорож [1, 2]. Ефективна теплоізоляція сприяє підвищенню температури несучих стін і зменшенню вірогідності випадіння конденсату. Додатковий шар зовнішньої теплоізоляції приводить також до зменшення градієнтів температури та вологовмісту всередині зовнішніх огорож, що запобігає суттєвим температурним та концентраційним деформаціям і сприяє подовженню терміну експлуатації будівлі.

Технічні рішення щодо раціонального вибору теплоізоляційного матеріалу повинні ґрунтуватися на точних і надійних методах розрахунку процесів тепловологопереносу через капілярно-пористі структури огороджувальних конструкцій та на сучасних розрахункових методах визначення їх напружено-деформованого стану. Надійні розрахункові дані можна отримати на основі сучасних вдосконалених

© Б.І. БАСОК, Б.В. ДАВИДЕНКО, 2015

моделей, які враховують як паропроникність, так і вологопроникність матеріалу, наявність процесів конденсації на поверхнях та всередині матеріалу, а також взаємний вплив процесів теплопереносу та масопереносу.

Серед сучасних моделей тепловологопереносу через капілярно-пористі матеріали варто відзначити ті, що представлені в роботах [3, 4]. На їх основі було розроблено вдосконалену математичну модель, що має вигляд.

$$\frac{\partial w}{\partial F}\cdot\frac{\partial F}{\partial \tau}+\frac{\partial w}{\partial T}\cdot\frac{\partial T}{\partial \tau}=\sum_{i=1}^{3}\frac{\partial}{\partial x_i}\left[\left(\frac{w_v}{\rho_v}\rho_g\frac{D}{\zeta}+\frac{w_l}{\rho_l}K_l\frac{\partial p_c}{\partial F}\right)\frac{\partial F}{\partial x_i}+\frac{w_l}{\rho_l}K_l\frac{\partial p_c}{\partial T}\frac{\partial T}{\partial x_i}\right]; \tag{1}$$

$$\begin{aligned}\left(\rho_m C_m+w_l C_l+w_v C_v+w_a C_a\right)\frac{\partial T}{\partial \tau}&=\sum_{i=1}^{3}\left[\left(\frac{w_l}{\rho_l}K_l\frac{\partial p_c}{\partial x_i}\right)C_l+\left(\frac{w_v}{\rho_v}\rho_g\frac{D}{\zeta}\frac{\partial F}{\partial x_i}\right)\left(C_v-C_a\right)\right]\frac{\partial T}{\partial x_i}+\\&+\sum_{i=1}^{3}\frac{\partial}{\partial x_i}\left(\left(\lambda_m+\frac{w_l}{\rho_l}\lambda_l+\frac{w_v}{\rho_v}\lambda_g\right)\frac{\partial T}{\partial x_i}\right)+\sum_{i=1}^{3}r\frac{\partial}{\partial x_i}\left(\frac{w_v}{\rho_v}\rho_g\frac{D}{\zeta}\frac{\partial F}{\partial x_i}\right)\end{aligned} \tag{2}$$

де w_l ; w_v; w_a, кг/м^3 – питомий вміст (тобто маса компонента в одиниці об'єму капілярно-пористого тіла) рідкої вологи, водяної пари та сухого повітря відповідно; w=w_l+w_v – сумарний вологовміст; ρ_m; ρ_l; ρ_v; ρ_a, кг/м^3 - густини твердого компонента, рідини, пари та сухого повітря відповідно; $\rho_g = \rho_v + \rho_a$ - густина пароповітряної суміші; $F = \rho_v/\rho_g$ – відносна концентрація водяної пари; p_c, Па –капілярний тиск; T, К – температура; K_l, с - коефіцієнт проникності для рідини в капілярно-пористому матеріалі; C_m; C_l; C_v; C_a, Дж/(кг·К) - теплоємкості твердого компонента, рідини, пари та сухого повітря відповідно; λ_m; λ_l; λ_g, Вт/(м·К) - теплопровідності твердого компонента, рідини та пароповітряної суміші відповідно; D, м^2/с - коефіцієнт дифузії водяної пари в повітрі; ζ - коефіцієнт опору дифузії парів води в пористому матеріалі; r, Дж/кг - питома теплота пароутворення (конденсації); x_i, м – координата (i=1; 2; 3). Зв'язок між різними величинами, що характеризують вологовміст капілярно-пористого тіла, має вигляд:

$$w_l/\rho_l=\left(w-\Pi\rho_g F\right)/\left(\rho_l-\rho_g F\right);\qquad w_v/\rho_v=\left(\rho_l\Pi-w\right)/\left(\rho_l-\rho_g F\right),$$

де П – пористість матеріалу.

До рівнянь (1)-(2) задаються граничні умови. На відкритій поверхні капілярно-пористого тіла, що контактує з пароповітряним середовищем, граничні умови мають вигляд:

$$-\frac{w_l}{\rho_l}K_l\left(\frac{\partial p_c}{\partial F}\frac{\partial F}{\partial x_i}+\frac{\partial p_c}{\partial T}\frac{\partial T}{\partial x_i}\right)^{-}_{s}-\frac{w_v}{\rho_v}\rho\frac{D}{\zeta}\left(\frac{\partial F}{\partial x_i}\right)^{-}_{s}=\left(\frac{w_l}{\rho_l}\frac{1}{1-F_s}+\frac{w_v}{\rho_v}\right)\beta\left(F_s-F_\infty\right); \tag{3}$$

$$-\left(\lambda_m+\frac{w_l}{\rho_l}\lambda_l+\frac{w_v}{\rho_v}\lambda_g\right)\left(\frac{\partial T}{\partial x_i}\right)^{-}_{s}=\alpha\left(T_s-T_\infty\right)+\frac{w_l}{\rho_l}\frac{r}{1-F_s}\beta\left(F_s-F_\infty\right); \tag{4}$$

де α, Вт/(м^2·К) – коефіцієнт тепловіддачі; β, кг/(м^2·с)– коефіцієнт масовіддачі; x_i – координата, що спрямована перпендикулярно до відкритої поверхні; індекс s означає, що відповідна величина відноситься до відкритої поверхні матеріалу; індексом ∞ позначаються величини, що відносяться до параметрів середовища на значній відстані від поверхні матеріалу. Зазвичай замість відносної концентрації пари F_∞ пароповітряного середовища в приміщені та назовні задаються значення відносної вологості повітря φ_∞= $p_{v,\infty}$/ $p_{v,н}$ (T_∞), де $p_{v,\infty}$, Па - парціальний тиск пари, $p_{v,н}$(T_∞) - парціальний тиск насиченої водяної при температурі T_∞. Значення F_∞ розраховується за величиною φ_∞ з використанням залежності

$$F=\frac{1}{1+\left(\dfrac{p_0}{\phi p_{v,н}\left(T\right)}-1\right)\dfrac{R_v}{R_a}} \tag{5}$$

Загальний тиск пароповітряної суміші $p_0 = p_a + p_v$ вважається при цьому величиною незмінною.

На поверхні контакту двох капілярно-пористих тіл з різними фізичними властивостями задаються умови спряження у вигляді:

$$T_{s-} = T_{s+}\ ;\ \mathrm{F}_{s+} = F_{s-}\ ;\ w_{l,s-} = w_{l,s+};\ w_{v,s-} = w_{v,s+};$$

$$-\frac{w_l}{\rho_l} K_{l,1}\left(\left(\frac{\partial p_c}{\partial F_{va}}\right)_1 \frac{\partial F}{\partial x_i} + \left(\frac{\partial p_c}{\partial T}\right)_1 \frac{\partial T}{\partial x_i}\right)_{s-} - \frac{w_v}{\rho_v}\rho\frac{D}{\zeta_1}\left(\frac{\partial F}{\partial x_i}\right)_{s-} =$$

$$= -\frac{w_l}{\rho_l} K_{l,2}\left(\left(\frac{\partial p_c}{\partial F_{va}}\right)_2 \frac{\partial F}{\partial x_i} + \left(\frac{\partial p_c}{\partial T}\right)_2 \frac{\partial T}{\partial x_i}\right)_{s+} - \frac{w_v}{\rho_v}\rho\frac{D}{\zeta_2}\left(\frac{\partial F}{\partial x_i}\right)_{s+};$$

$$-\left(\lambda_{m,1} + \frac{w_l}{\rho_l}\lambda_l + \frac{w_v}{\rho_v}\lambda_g\right)\left(\frac{\partial T}{\partial x_i}\right)_{s-} = -\left(\lambda_{m,2} + \frac{w_l}{\rho_l}\lambda_l + \frac{w_v}{\rho_v}\lambda_g\right)\left(\frac{\partial T}{\partial x_i}\right)_{s+}.$$

Індекси 1 та 2 означають, що відповідна величина відноситься до одного та другого тіла, що контактують. Індексом *s* позначається поверхня контакту.

За наведеною моделлю проведено розрахунки температурно-вологісного режиму будівельних конструкцій з шаром теплоізоляційного матеріалу та без нього. Розглядається одновимірний стаціонарний режим тепломасопереносу. За результатами розрахунків визначаються функції розподілу відносної концентрації пари $F(x_i)$ та температури $T(x_i)$ по товщині стіни та товщині теплоізоляції. За функцією розподілу концентрації пари $F(x_i)$ розраховується також розподіл парціального тиску водяної пари по товщині стіни та теплоізоляції. Для цього використовується залежність

$$p_v\left(x_i\right) = \frac{p_0}{\left[\frac{R_a}{R_v}\left(\frac{1}{F\left(x_i\right)} - 1\right) + 1\right]}.$$

За результатами розрахунків визначено вплив характеристик теплопереносу та вологопереносу матеріалів несучої конструкції та теплоізоляції на їх температурний та вологісний режими.

На рис. 1, а відображено розподіл температури по товщині цегляної стіни ($\lambda_ц$=0,58 Вт/(м·К)) без утеплювача та з двома варіантами утеплювача: пінополістирол та мінеральна вата. Товщина несучої стіни 0,2 м, а товщина утеплювача 0,1 м. Координата *x* відраховується від внутрішньої поверхні стіни в напрямку зовнішнього простору. Розрахункові дані одержані за наступних умов: температура повітря всередині приміщення $t_{вн}$=20 °С; відносна вологість повітря всередині приміщення $\varphi_{вн}$=0,7; температура зовнішнього повітря $t_з$= -15 °С; відносна вологість зовнішнього повітря $\varphi_з$=0,9. Розраховані за формулою (5) значення відносної концентрації пари *F* всередині приміщення та назовні складають відповідно $F_{вн}$=0,01 та $F_з$=0,001. За цих умов водяна пара шляхом дифузії переноситься через цегляну стіну з приміщення назовні.

Як видно з рис. 1 (крива 1), у випадку цегляної стіни без утеплювача температура її внутрішньої поверхні (*x*=0) складає 17 °С, а зовнішньої (*x*=0,2 м): -6,9 °С. Застосування на зовнішній поверхні цегляної огорожі як одного, так і другого утеплювача суттєво підвищує температурний рівень несучої цегляної стіни. Зменшуються також градієнти температури по її товщині. Найвищі градієнти температури спостерігаються в шарі теплоізоляції. Оскільки коефіцієнт теплопровідності пінополістиролу менший за коефіцієнт теплопровідності мінеральної вати, температурний рівень цегляної стінки у випадку застосування утеплювача з пінополістиролу виявляється дещо вищим (крива 2), ніж у випадку застосування мінеральної вати (крива 3).

Аналогічні результати, одержані для випадку несучої стіни, виконаної з бетону ($\lambda_б$=1,82 Вт/(м К)), наведено на рис. 1, б. Як видно з цього рисунку, температура внутрішньої поверхні бетонної стіни без утеплювача виявляється нижчою, ніж температура внутрішньої поверхні цегляної стіни, а температура зовнішньої поверхні – вищою, ніж у стіни з цегли. Це пояснюється більш високим значенням коефіцієнту

теплопровідності бетону в порівнянні з коефіцієнтом теплопровідності цегли. Що ж стосується вологовмісту, то його розподіл по товщині стіни залежить як від розподілу температури, так і від співвідношення між коефіцієнтами паропроникності матеріалу несучої стини і матеріалу утеплювача. Коефіцієнт паропроникності матеріалу m зв'язаний з коефіцієнтом опору дифузії водяної пари в пористому матеріалі ζ співвідношенням: $m = D/(\zeta R_v T)$.

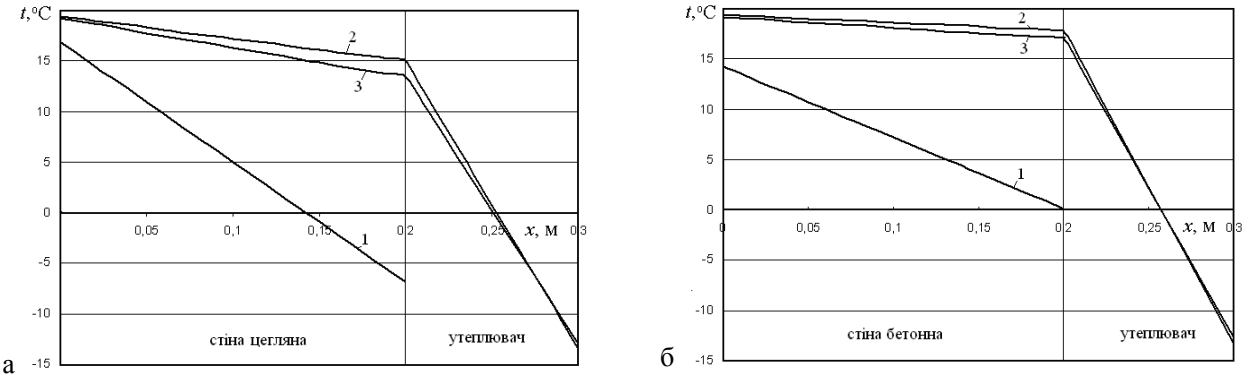


Рис. 1. Розподіл температури по товщині цегляної (а) та бетонної (2) стіни: 1 - без утеплювача; 2 - утеплювач - пінополістирол; 3 - утеплювач – мінеральна базальтова вата

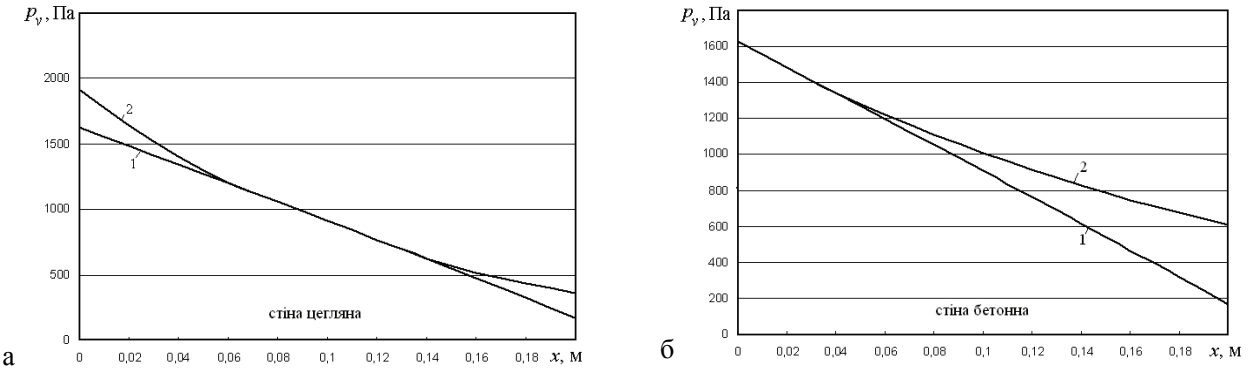


Рис. 2. Розподіл тиску водяної пари по товщині цегляної стіни (а) та бетонної стіни (б) без утеплювача: 1 – $p_v(x)$; 2 – $p_{v,\text{н}}(T(x))$

На рис. 2, а відображено розрахований за наведених вище умов розподіл парціального тиску по товщині цегляної стіни без утеплювача (крива 1). Розподіл тиску насиченої пари, який визначається за температурою в кожній точці стіни, представлено кривою 2. Коефіцієнт паропроникності для цегли складає $m_{\text{ц}}$=0,15 мг/(м·годин·Па). Як видно з рис. 2, а, на ділянці 0,06 м < x < 0,14 м парціальний тиск водяної пари досягає значень, характерних для насиченої водяної пари $p_{v,\text{н}}$. Це означає, що за наведених умов по розподілу температури та вологості повітря в цегляній стіні, на зазначеній її ділянці відбувається інтенсивне випадіння конденсату водяної пари і перенасичення рідкою вологою матеріалу стіни.

Результати щодо розподілу парціального тиску пари в бетонній стіні наведено на рис. 2, б. Коефіцієнт паропроникності для бетону суттєво менший, ніж у цегли і складає $m_{\text{б}}$=0,03 мг/(м·годин·Па). Як видно з рисунку, в даному випадку водяна пара стає насиченою вже біля внутрішньої поверхні бетонної стіни, що є наслідком переохолодження цієї поверхні. Випадіння конденсату за цих умов відбувається як на поверхні стіни, що контактує з внутрішнім повітряним середовищем приміщення, так і в її об'ємі на ділянці x< 0,14 м.

Розподіл парціального тиску водяної пари по товщині цегляної стіни з шаром мінеральної вати на зовнішній поверхні наведено на рис. 3, а (крива 1). Внаслідок того, що температура цегляної стіни з утеплювачем значно вища, ніж температура стіни без утеплювача, умови для інтенсивної конденсації водяної пари в стіні не виникають. Про це свідчить крива 2 на рис. 3, а, що відображає розподіл парціального тиску насиченої водяної пари. Важливим також є те, що коефіцієнт паропроникності мінеральної вати складає m=0,4 мг/(м·годин·Па). Він значно перевищує коефіцієнт паропроникності цегли. Завдяки цьому, зовнішній шар мінеральної вати вільно пропускає назовні водяну пару, що надходить з

приміщення через цегляну стіну. Треба також зазначити, що внаслідок високого коефіцієнту паропроникності мінеральної вати, конденсація вологи як в об'ємі утеплювача, так і на його поверхнях також не відбувається, хоча температура утеплювача інтенсивно знижується в напрямку з середини – назовні (рис. 1, а, крива 3).

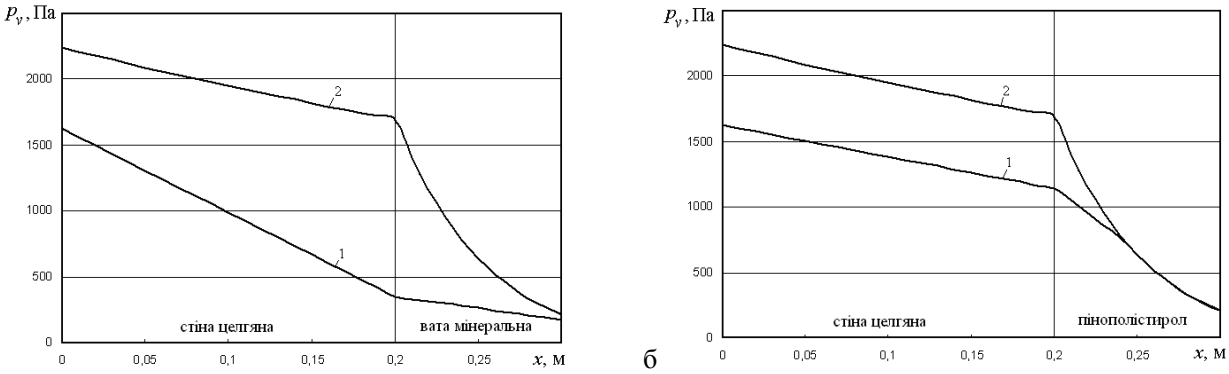


Рис. 3. Розподіл тиску водяної пари по товщині цегляної стінки з шаром мінеральної вати (а) та з шаром пінополістиролу (б) на зовнішній поверхні: 1 – $p_v(x)$; 2 – $p_{v,\,н}\,(T(x))$

Інший вигляд має розподіл парціального тиску водяної пари по товщині цегляної стни та утеплювача у випадку, коли утеплювачем є пінополістирол (рис. 3, б). Коефіцієнт паропроникності пінополістиролу значно нижчий, ніж у цегли та у мінеральної вати і складає m=0,04 мг/(м·годин·Па). Внаслідок цього шар утеплювача «гальмує» дифузійний потік водяної пари, що переноситься через цегляну стіну з приміщення у зовнішній простір. Це підвищує (в порівнянні з випадком утеплювача з мінеральної вати) парціальний тиск водяної пари всередині несучої цегляної стіни, а також сприяє інтенсивній конденсації вологи та її накопиченню в шарі утеплювача. Як видно з рис. 3 б, на ділянці шару пінополістиролу 0,25 м $< x <$ 0,3 м криві розподілу парціального тиску водяної пари всередині утеплювача та крива розподілу парціального тиску для насиченої пари збігаються, що свідчить про утворення конденсату на цій ділянці утеплювача.

З розглянутих результатів випливає, що для виключення можливості конденсації пари на поверхні та всередині несучої стіни, або теплоізоляційного шару, паропроникність матеріалів, що використовуються для утеплення, повинна підвищуватися в напрямку зсередини – назовні.

Як вже було сказано, шар зовнішньої теплоізоляції сприяє також зменшенню градієнтів температури та вологовмісту всередині зовнішніх огорож, що запобігає суттєвим температурним та концентраційним деформаціям і сприяє подовженню терміну експлуатації будівлі. Для з'ясування питання щодо впливу зовнішнього теплоізоляційного шару на температурні та концентраційні напруження в стінових конструкціях розглядається розподіл температури та вологовмісту по об'єму зовнішньої стіни приміщення з одним вікном та одним нагрівальним пристроєм (панельним радіатором). Елемент стінової конструкції (бетонна панель), що жорстко закріплена торцями з сусідніми панелями, має висоту H=3 м та ширину L=3 м. Товщина стіни $\delta_{ст}$=0,25 м. Панель має віконний проріз висотою 1,5 м та шириною 1,8 м. Радіатор розміщується під вікном з правої сторони від його середини.

Для визначення полів температури та вологовмісту бетонної панелі розв'язується система тривимірних рівнянь (1) та (2) для умов стаціонарного тепломасопереносу з граничними умовами (3), (4) на її відкритих поверхнях. У зв'язку з наявністю променевого теплового потоку, що надходить від радіатора на ділянку внутрішньої поверхні стінової конструкції, гранична умова (4) для цієї ділянки доповнюється складовою, що враховує цей променевий тепловий потік. На торцевих поверхнях бетонної панелі, а також на поверхнях віконного прорізу, приймаються умови теплоізоляції.

Результати розрахунку температурного поля та поля відносного вологовмісту бетонної панелі для випадку $t_з$= -10 ^{o}C; $\varphi_з$=0,8; $t_в$=20 ^{o}C; $\varphi_в$ =0,5; $t_р$=60 ^{o}C наведені на рис. 4, 5. Для розрахунків приймалися значення $\alpha_в$=8,6 Вт/(м^{2}К); $\alpha_з$=23 Вт/(м^{2}К); $\beta=\alpha/C_а$. Відносна концентрація водяної пари в зовнішньому та внутрішньому повітряному середовищі складає за цих умов $F_з$=0,00138 та $F_в$ = 0,00715.

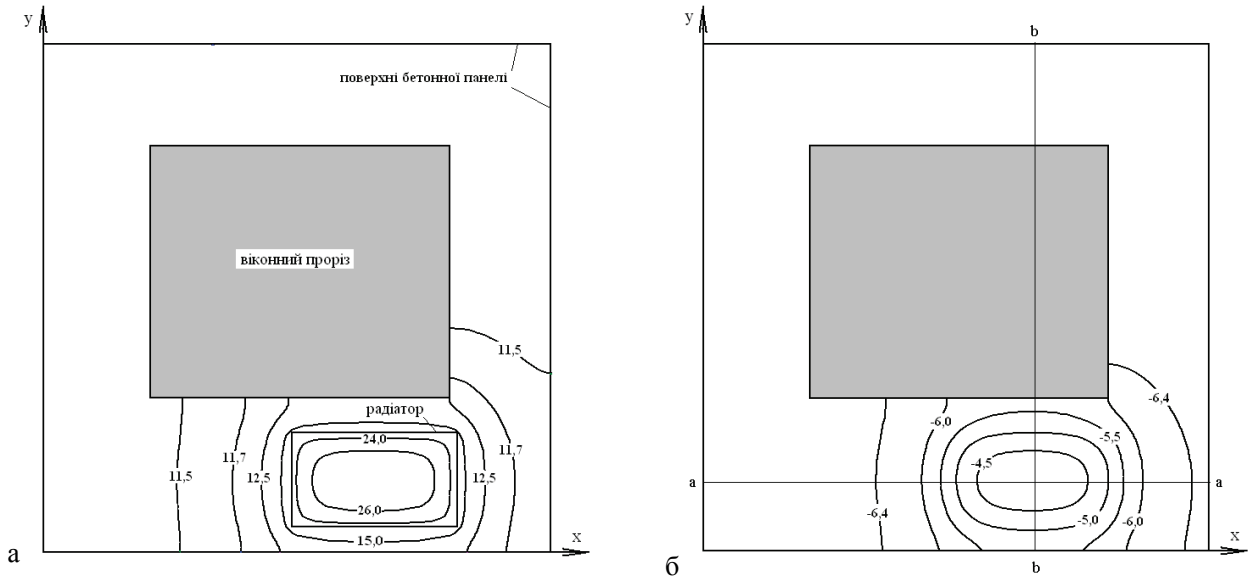


Рис. 4. Розподіл температури (^{o}C) по внутрішній (а) та по зовнішній (б) поверхнях стіни без утеплювача

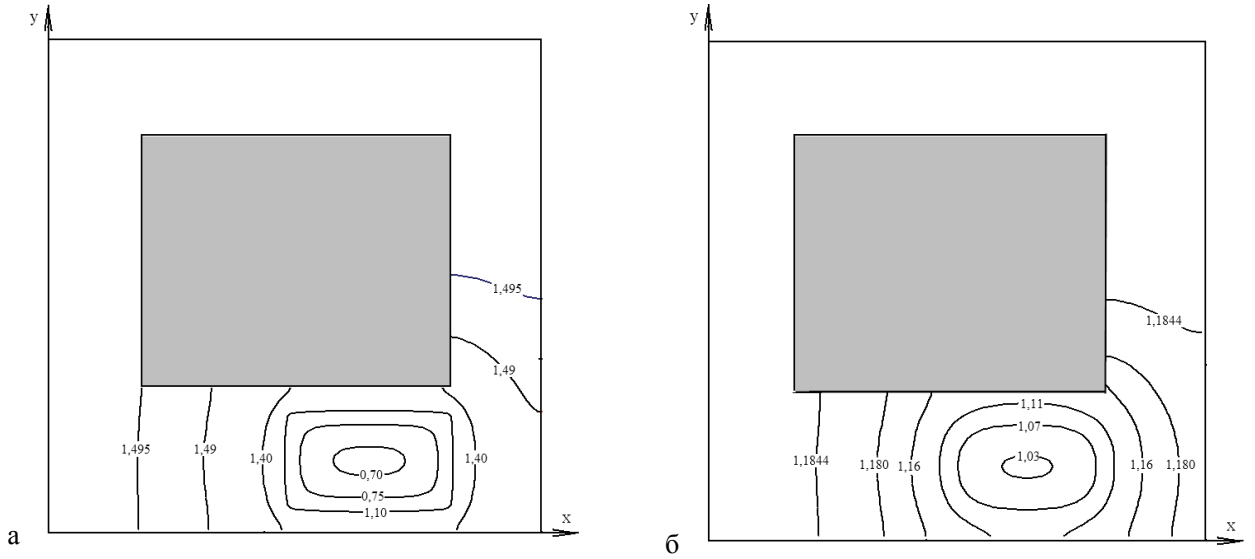


Рис. 5. Розподіл відносного вологовмісту (%) по внутрішній (а) та по зовнішній (б) поверхнях стіни без утеплювача (позначення аналогічні рис. 4)

На рис. 4, а представлено розподіл температури по внутрішній поверхні стіни (z=0), а на рис. 4, б - по зовнішній поверхні стіни (z= $\delta_{ст}$ =0,25 м). Як видно з рисунків, найвища температура внутрішньої поверхні стіни спостерігається в області, біля якої розміщується радіатор. Максимальна температура в цій області становить +27 ^{o}C. За межами цієї зарадіаторної ділянки температура спадає і становить ~+11,5 ^{o}C. На зовнішній поверхні стіни максимальна температура в області зарадіаторної ділянки складає ~ -4 ^{o}C, а на іншій частині зовнішньої поверхні ~ -5…-6 ^{o}C.

Розподіл відносного вологовмісту по внутрішній поверхні стіни (z=0) представлено на рис. 5, а, а по зовнішній поверхні стіни (z= $\delta_{ст}$ =0,25 м) - на рис. 5, б. Як видно з рисунків, на внутрішній поверхні стіни найменший відносний вологовміст (C_l =0,7 %) спостерігається в області, біля якої розміщується радіатор, де температура стіни - максимальна. Така ситуація має місце навіть за умов, що концентрація водяної пари в повітрі біля цієї поверхні - максимальна і складає $F_в$=0,00715. З відстанню від зарадіаторної ділянки відносний вологовміст збільшується. Його максимальне значення становить C_l = 1,5 %. На зовнішній поверхні стіни відносний вологовміст розподіляється більш рівномірно, ніж на внутрішній. В області зарадіаторної ділянки він мінімальний і складає C_l ~1,0 %, а на іншій частині зовнішньої поверхні C_l ~ 1,16…1,18 %.

В умовах неоднорідності полів температури та вологовмісту в стіні утворюються позитивні та негативні температурні та концентраційні напруження. Позитивні напруження призводять до розтягування матеріалу бетонної панелі і сприяють виникненню тріщин. Для оцінки рівнів позитивних та негативних механічних напружень вирішується задача термо-концентраційно-напруженого стану стіни, яка полягає у розв'язанні системи рівнянь [5]

$$\frac{\partial}{\partial x}\left[\lambda\left(\frac{\partial u_x}{\partial x}+\frac{\partial u_y}{\partial y}+\frac{\partial u_z}{\partial z}\right)+2\mu\frac{\partial u_x}{\partial x}\right]+\frac{\partial}{\partial y}\left[\mu\left(\frac{\partial u_y}{\partial x}+\frac{\partial u_x}{\partial y}\right)\right]+\frac{\partial}{\partial z}\left[\mu\left(\frac{\partial u_z}{\partial x}+\frac{\partial u_x}{\partial z}\right)\right]=$$

$$=X_p+\frac{\partial}{\partial x}\left[\mathrm{B}_T\left(3\lambda+2\mu\right)\left(T-T_0\right)\right]+\frac{\partial}{\partial x}\left[\mathrm{B}_c\left(3\lambda+2\mu\right)\left(C_l-C_{l,0}\right)\right];$$

$$\frac{\partial}{\partial x}\left[\mu\left(\frac{\partial u_y}{\partial x}+\frac{\partial u_x}{\partial y}\right)\right]+\frac{\partial}{\partial y}\left[\lambda\left(\frac{\partial u_x}{\partial x}+\frac{\partial u_y}{\partial y}+\frac{\partial u_z}{\partial z}\right)+2\mu\frac{\partial u_y}{\partial y}\right]+\frac{\partial}{\partial z}\left[\mu\left(\frac{\partial u_z}{\partial y}+\frac{\partial u_y}{\partial z}\right)\right]=$$

$$=Y_p+\frac{\partial}{\partial y}\left[\mathrm{B}_T\left(3\lambda+2\mu\right)\left(T-T_0\right)\right]+\frac{\partial}{\partial y}\left[\mathrm{B}_c\left(3\lambda+2\mu\right)\left(C_l-C_{l,0}\right)\right];$$

$$\frac{\partial}{\partial x}\left[\mu\left(\frac{\partial u_z}{\partial \mathrm{x}}+\frac{\partial \mathrm{u_x}}{\partial \mathrm{z}}\right)\right]+\frac{\partial}{\partial \mathrm{y}}\left[\mu\left(\frac{\partial u_z}{\partial \mathrm{y}}+\frac{\partial u_y}{\partial z}\right)\right]+\frac{\partial}{\partial \mathrm{z}}\left[\lambda\left(\frac{\partial u_x}{\partial x}+\frac{\partial u_y}{\partial y}+\frac{\partial u_z}{\partial z}\right)+2\mu\frac{\partial u_z}{\partial \mathrm{z}}\right]=$$

$$=Z_p+\frac{\partial}{\partial \mathrm{z}}\left[\mathrm{B}_T\left(3\lambda+2\mu\right)\left(T-T_0\right)\right]+\frac{\partial}{\partial \mathrm{z}}\left[\mathrm{B}_c\left(3\lambda+2\mu\right)\left(C_l-C_{l,0}\right)\right];$$

де u_x, u_y, u_z, м - переміщення в напрямках осей $0X$, $0Y$ та $0Z$ відповідно; B_T, 1/К– коефіцієнт лінійної температурної деформації; B_c – коефіцієнт лінійної концентраційної деформації; μ; λ, Па – коефіцієнти Ламе; T_0 - температура, при якій стіна знаходиться в недеформованому стані;$C_l = w/\rho_m$ – відносний вологовміст матеріалу стіни; $C_{l,0}$ – відносний вологовміст, при якому стіна знаходиться в недеформованому стані.

Наведена система рівнянь розв'язується за умов, що на торцевих поверхнях бетонної панелі всі переміщення вважаються нульовими, тобто торці вважаються закріпленими. На вільних поверхнях z=0 та $z=\delta_{ст}$ нормальні σ_z, а також дотикові τ_{zx}; τ_{zy} напруження дорівнюють нулю. На лівій та правій поверхнях віконного прорізу нульові значення приймають нормальні напруження σ_x, а на його верхній та нижній поверхнях нульові значення мають нормальні напруження σ_y.

З розв'язання даної системи визначаються переміщення u_x, u_y, u_z, а за їх значеннями – термічні та концентраційні напруження. Нормальні і дотикові напруження розраховуються за формулами:

$$\sigma_{xx}=\lambda\left(\left(\frac{\partial u_x}{\partial x}+\frac{\partial u_y}{\partial y}+\frac{\partial u_z}{\partial z}\right)\right)+2\mu\frac{\partial \mathrm{u_x}}{\partial \mathrm{x}}-\mathrm{B}_T\left(3\lambda+2\mu\right)\left(T-T_0\right)-\mathrm{B}_c\left(3\lambda+2\mu\right)\left(C_l-C_{l,0}\right);$$

$$\sigma_{yy}=\lambda\left(\left(\frac{\partial u_x}{\partial x}+\frac{\partial u_y}{\partial y}+\frac{\partial u_z}{\partial z}\right)\right)+2\mu\frac{\partial \mathrm{u_y}}{\partial \mathrm{y}}-\mathrm{B}_T\left(3\lambda+2\mu\right)\left(T-T_0\right)-\mathrm{B}_c\left(3\lambda+2\mu\right)\left(C_l-C_{l,0}\right);$$

$$\sigma_{yy}=\lambda\left(\left(\frac{\partial u_x}{\partial x}+\frac{\partial u_y}{\partial y}+\frac{\partial u_z}{\partial z}\right)\right)+2\mu\frac{\partial \mathrm{w_z}}{\partial \mathrm{z}}-\mathrm{B}_T\left(3\lambda+2\mu\right)\left(T-T_0\right)-\mathrm{B}_c\left(3\lambda+2\mu\right)\left(C_l-C_{l,0}\right);$$

$$\tau_{xy}=\mu\left(\frac{\partial \mathrm{u_y}}{\partial \mathrm{x}}+\frac{\partial \mathrm{u_x}}{\partial \mathrm{y}}\right);\ \tau_{xz}=\mu\left(\frac{\partial \mathrm{u_z}}{\partial \mathrm{x}}+\frac{\partial \mathrm{u_x}}{\partial \mathrm{z}}\right);\ \tau_{yz}=\mu\left(\frac{\partial \mathrm{u_z}}{\partial \mathrm{y}}+\frac{\partial \mathrm{u_y}}{\partial \mathrm{z}}\right).$$

Важливе значення при визначенні впливу розподілу температури та відносного вологовмісту по об'єму будівельної конструкції на її напружений стан мають значення температури t_0 та відносного

вологовмісту $C_{l,0}$, за яких в цій конструкції термічні та концентраційні напруження відсутні. В даному випадку для розрахунків приймається, що t_0=15°С та $C_{l,0}$=0,8 %. Розподіли нормальних σ_x та σ_y напружень вздовж характерних ліній *a-a* та *b-b* на зовнішній та внутрішній поверхнях стіни за даних умов наведено на рис. 6. Лінія а-а паралельна осі 0*X* і проходить через середину зарадіаторної ділянки. Лінія *b-b* паралельна осі 0*Y* і також проходить через середину зарадіаторної ділянки та перетинає віконний проріз (рис. 4, б).

Як видно з рис. 6, а, нормальні σ_x та σ_y напруження на внутрішній поверхні стіни вздовж лінії *a-a*, що паралельна осі *0X*, суттєво знижуються в межах зарадіаторної ділянки і досягають -2,0… -2,5 МПа (криві 3, 4). На інших ділянках внутрішньої поверхні вони змінюються в межах +0,9…-1,0 МПа. На зовнішній поверхні зазначені нормальні напруження – позитивні і змінюються в межах +4,5…+7,0 МПа (криві 1, 2 на рис. 6, а). Вздовж лінії *b-b* характер розподілу нормальних напружень у цілому аналогічний (рис. 6, б). Лише біля нижньої на верхньої границь віконного прорізу напруження σ_y спадають до нуля як на зовнішній, так і на внутрішній поверхнях стіни (криві 2, 4), що є умовою для розв'язання даної задачі на вільних торцевих поверхнях віконного прорізу.

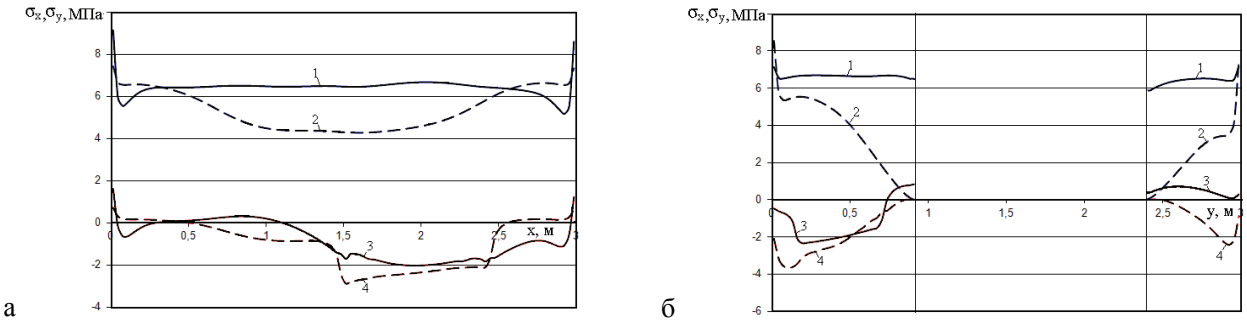


Рис. 6. Розподіли нормальних σ_x та σ_y напружень по внутрішній та зовнішній поверхнях стіни вздовж ліній *a-a* (а) та *b-b* (б): 1 - σ_x на зовнішній поверхні; 2 - σ_y на зовнішній поверхні; 3 - σ_x на внутрішній поверхні; 4 - σ_y на внутрішній поверхні

У випадку, що розглядається, температура більшості ділянок внутрішньої поверхні стіни, крім зарадіаторної ділянки, менша за температуру t_0=15°С, при якій стіна була в ненапруженому стані. Внаслідок цього на зарадіаторній ділянці внутрішньої поверхні стіни нормальні σ_x та σ_y напруження – негативні. В інших областях ці напруження – позитивні (розтягуючи).

Вплив розподілу відносного вологовмісту при цьому – протилежний. Більшість об'єму стіні, крім зарадіаторної ділянки, має відносний вологовміст, що перевищує величину $C_{l,0}$=0,8 %, при якій концентраційні напруження відсутні. Тобто у переважно більшій частині об'єму стіни (крім зарадіаторної ділянки) має місце набрякання будівельної конструкції. Набрякання викликає часткове зменшення нормальних σ_x та σ_y напружень відносно дії температурних напружень. Виняток складає зарадіаторна ділянка, де відбувається часткова усадка за рахунок зменшення концентрації вологи C_l відносно $C_{l,0}$.

Інша картина розподілу температури та термічних напружень буде спостерігатися при наявності утеплювача на зовнішній поверхні огороджувальної конструкції будинку. Розглянемо випадок наявності на зовнішній поверхні бетонної стіни теплоізоляційного шару з мінеральної вати. Товщина шару складає δ_i=10 см. Зовнішні та внутрішні температурні умови такі ж самі, як у випадку, що розглядався вище.

Розподіли температури по зовнішній і внутрішній поверхнях бетонної стіни для випадку наявності теплоізоляційного шару на її зовнішній поверхні відображено на рис. 7.

Як видно з рисунку, найвища температура внутрішньої поверхні стіни спостерігається в області зарадіаторної ділянки (рис. 7, а). Максимальна температура в цій області за умов наявності утеплювача на зовнішній поверхні становить 34°С. За межами цієї ділянки температура знижується до +18 °С. На зовнішній поверхні стіни (перед утеплювачем) максимальна температура в області зарадіаторної ділянки лишається порівняно високою +22…+26 °С, а на іншій частині зовнішньої поверхні вона складає +15.. +18 °С (рис. 7, б). Найбільш суттєво температура спадає в області утеплювача. На його зовнішній поверхні вона становить -8,5…-7,5 °С.

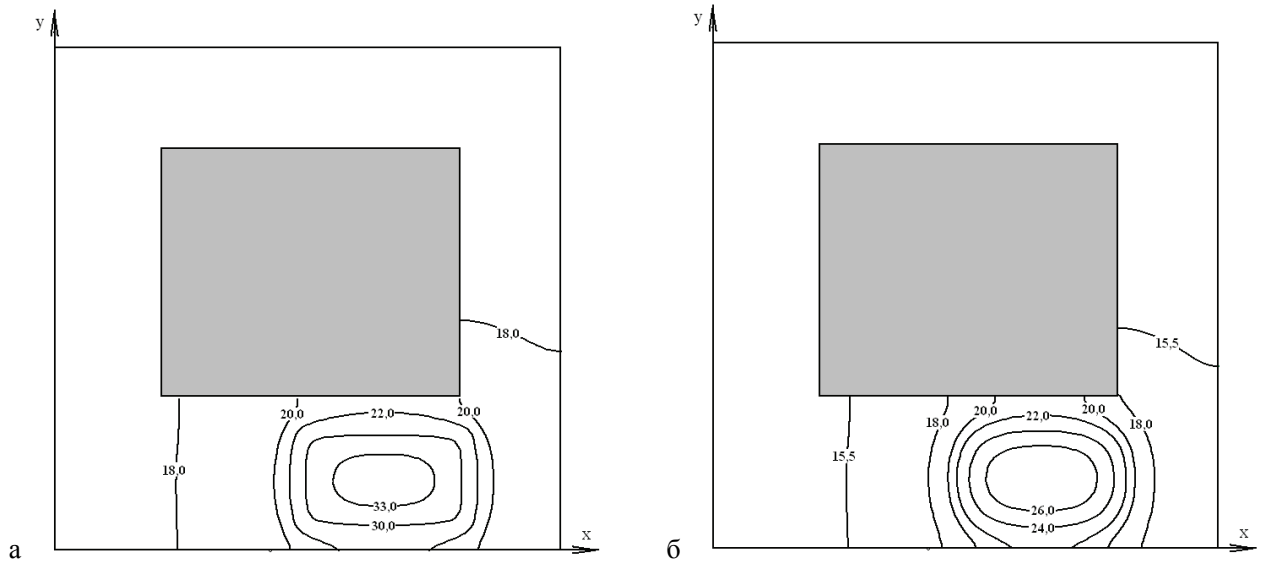


Рис. 7. Розподіл температури (^oC) по внутрішній (а) та по зовнішній (б) поверхнях стіни за умов наявності теплоізоляційного шару мінеральної вати товщиною 0,1 м (інші позначення аналогічні рис. 4)

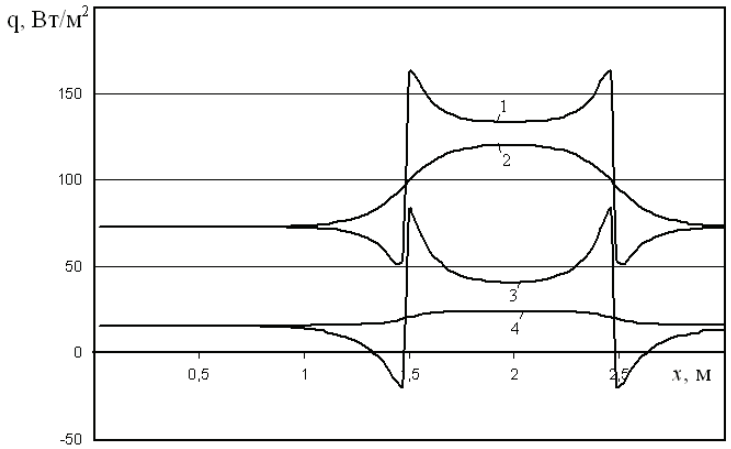
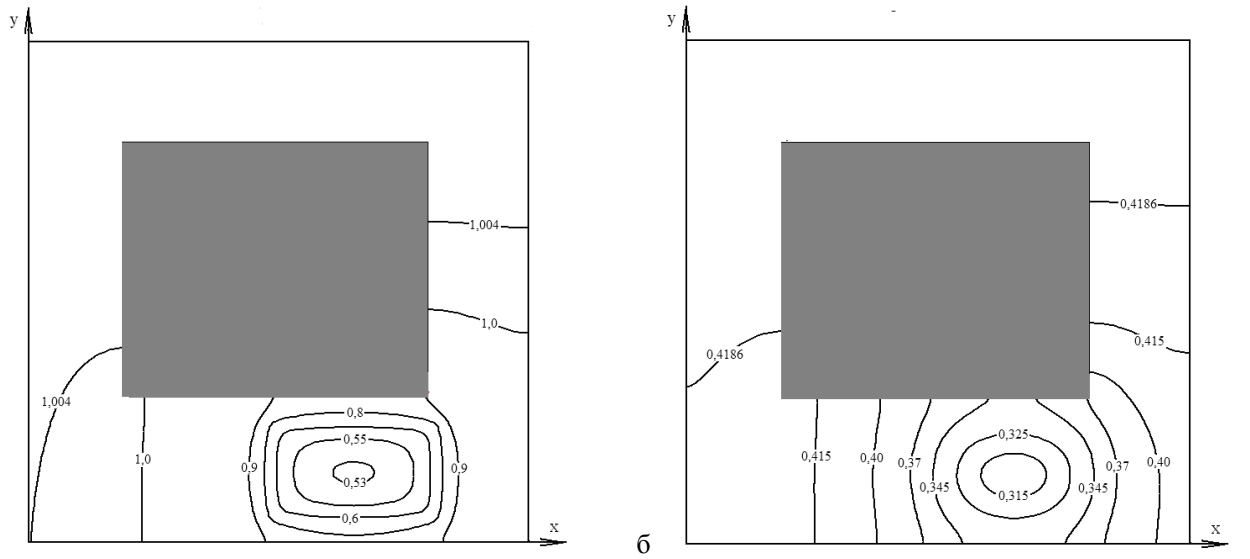


Рис. 8. Розподіли густини теплового потоку по внутрішній (1) та зовнішній (2) поверхнях стіни без теплоізоляції, та по внутрішній (3) і зовнішній (4) поверхнях стіни з теплоізоляцією

Умови, в яких знаходиться сама бетонна стіна при наявності на її зовнішній поверхні утеплювача, характеризуються більш високими значеннями температури і більш рівномірним її розподілом по об'єму стінової конструкції в порівнянні з випадком, коли утеплювач відсутній. Суттєво зменшуються при цьому густини теплових потоків, що надходять до внутрішньої поверхні стіни від внутрішнього повітря та від радіатора. Розподіл густини теплового потоку по внутрішній та зовнішній поверхнях стини вздовж лінії *а-а* (рис. 4, б) за умов відсутності теплоізоляції та за умов її наявності, наведено на рис. 8.

Розподіли відносного вологовмісту по зовнішній і внутрішній поверхнях бетонної стіни для випадку наявності теплоізоляційного шару на її зовнішній поверхні відображено на рис. 9.

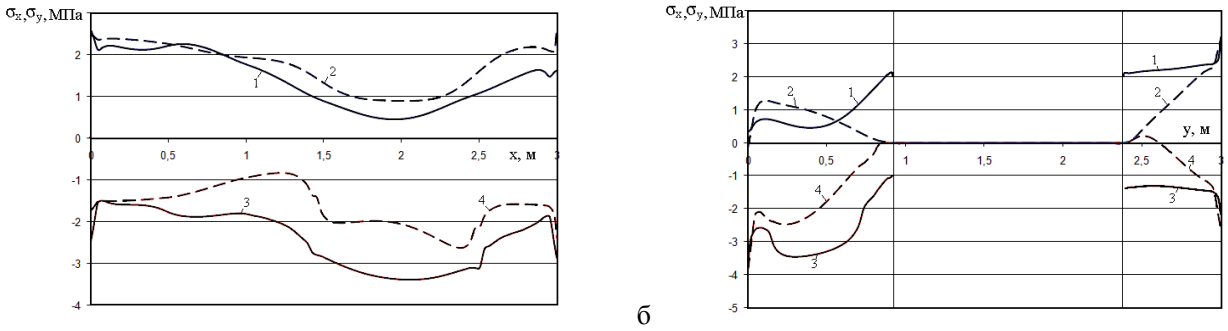
Як видно з рис. 7, при наявності теплоізоляційного шару на зовнішній поверхні стіни її температура підвищується і стає на більшості її ділянок вищою за t_0=15°C. Водночас вологовміст стінової конструкції стає нижчим, ніж у випадку відсутності теплоізоляції (рис. 9). При цьому розподіли температури по об'єму стіни стають більш рівномірними, а нерівномірність розподілу вологовмісту залишається, хоча його значення і знижуються. Спостерігаються як ділянки, на яких C_l вищі, ніж $C_{l,0}$=0,8 %, так і ділянки, на яких C_l нижчі, ніж $C_{l,0}$ (рис. 9) Тобто, виникають умови як для усадки, так і для набрякання матеріалу стіни.



а б

Рис. 9. Розподіл відносного вологовмісту (%) по внутрішній (а) та по зовнішній (б) поверхнях стіни за умов наявності теплоізоляційного шару мінеральної вати товщиною 0,1 м (інші позначення аналогічні рис. 4)

За таких умов помітно змінюється розподіл температурних та концентраційних напружень в стіні відносно випадку відсутності теплоізоляційного шару. Їх розподіли вздовж ліній *a-a* та *b-b* по внутрішній і зовнішній поверхнях стіни відображено на рис. 10. Порівнюючи результати, що наведені на рис.6 та рис. 10, можна помітити, що нормальні σ_x та σ_y напруження як на зовнішній, так і на внутрішній поверхнях стіни зменшуються і на ряді ділянок змінюються з позитивних на негативні. Як видно з рис. 10, на внутрішній поверхні стіни значення нормальних σ_x та σ_y напружень стають переважно негативними (стискаючими), або близькими до нульових значень. В області зарадіаторної ділянки вони знижуються до -2…-3,5 МПа. На зовнішній поверхні стіні їх значення позитивні (+0,5…+2,5 МПа), але майже вдвічі менші, ніж у випадку відсутності теплоізоляції (рис. 6). Найменшими виявляються напруження на зовнішній поверхні в області зарадіаторної ділянки.



а б

Рис. 10. Розподіли нормальних σ_x та σ_y напружень на внутрішній та зовнішній поверхнях стіни з утеплювачем вздовж ліній *a-a* (а) та *b-b* (б): 1 - σ_x на зовнішній поверхні; 2 - σ_y на зовнішній поверхні; 3 - σ_x на внутрішній поверхні; 4 - σ_y на внутрішній поверхні

Висновок

Як випливає з результатів розрахункових досліджень, в зимовий період при певних значеннях температури та вологості зовнішнього повітря та повітря в приміщенні, на поверхні або всередині огороджувальних конструкцій може накопичуватися волога, яка зменшує теплозахисті властивості огорож та може з часом завдати руйнівної дії будівельним матеріалам. В цей період на зовнішній (холодній) поверхні стіни нормальні температурні та концентраційні напруження переважно позитивні. Вони можуть викликати появу, або розвиток тріщин на зовнішній поверхні стіни. На внутрішній поверхні стіни ці напруження переважно негативні.

Встановлення додаткової теплоізоляції на зовнішній поверхні огороджувальних конструкцій не тільки зменшує втрату теплоти через огороджувальні конструкції, але і запобігає утворенню конденсату як

на поверхні, так і всередині стін будинків. Наявність теплоізоляційного шару на зовнішній поверхні стіни підвищує її температуру та зменшує вологовміст матеріалу стіни. Це, з одного боку, знижує значення позитивних напружень, пов'язаних з температурними деформаціями, але може дещо збільшити напруження, що викликані усадкою матеріалу стіні внаслідок зменшення концентрації вологи. У цілому ж наявність зовнішнього теплоізоляційного шару сприяє зниженню позитивних напружень, що запобігає виникненню та розвитку тріщин та сприяє підвищенню довговічності будівельних конструкцій.

При виборі матеріалу для утеплення зовнішньої поверхні стіни необхідно враховувати, що коефіцієнт паропроникності утеплювача повинен бути вищім, ніж коефіцієнт паропроникності матеріалу несучої конструкції. Якщо для утеплення використовується декілька шарів теплоізоляційних матеріалів, то їх паропроникність повинна збільшуватися в напрямку зсередини – назовні.

1. Басок Б.І., Давиденко Б.В., Гончарук С.М. Різноваріантна термореновація огороджувальних конструкцій частини поверху існуючої адміністративної будівлі та моніторинг тепловтрат при її тривалій експлуатації // Наука та інновації. – 2013. – Т. 9, № 2. – С. 18- 21.
2. Басок Б.І., Давиденко Б.В., Гончарук С.М., Новіцька М.П. Дослідження тепловтрат через зовнішню стінову конструкцію з додатковим шаром утеплення// Промышленная теплотехника. – 2013. – Т. 35, № 7. – С. 260-268.
3. Marnix Van Belleghem, Hendrik-Jan Steeman, Marijke Steeman, Arnold Janssens, Michel De Paepe. Sensitivity analysis of CFD coupled non-isothermal heat and moisture modeling //Building and Environment.- 2010, V.45,No 11.- P P 2485–2496.
4. Künzel H, Kiessl K. Calculation of heat and moisture transfer in exposed building components//International Journal of Heat and Mass Transfer.- 1996.-V 40, No1, P P 159–167.
5. Александровский С.В. Расчет бетонных и железобетонных конструкций на температурные и влажностные воздействия. - М.: Стройиздат, 1966.-444 с.

ПРОЕКТ 5.10

Підвищення ресурсу та надійності обладнання хімводоочистки ТЕС та ТЕЦ шляхом розробки та застосування високостійких покриттів та нових технологій підготовки живильної води

УДК 69.059.2;69.059.7;667.6; 621.165;620.197.5

РАЗРАБОТКА И ПРИМЕНЕНИЕ АНТИКОРРОЗИОННЫХ ВЫСОКОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ И НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ПОДГОТОВКИ ПИТАТЕЛЬНОЙ ВОДЫ ДЛЯ ТЭС И ТЭЦ

А.А. ТАРЕЛИН, В.Г. МИХАЙЛЕНКО, Н.В. СУРДУ, Т.Н. ПАРШИНА
(Институт проблем машиностроения им. А.Н. Подгорного НАН Украины)

Введение. Рабочим телом тепловых электростанций (ТЭС) и теплоэлектроцентралей (ТЭЦ) является вода и от ее химической чистоты во многом зависит долговечность и эффективность как паровых котлов, так и паровых турбин в целом. А поскольку ТЭС и ТЭЦ водозабор осуществляют из природных источников, то прежде чем подавать воду на паровые или водогрейные котлы, она подвергается очистке в системах химической водообработки (ХВО).

В качестве технологического оборудования для систем ХВО используются металлические емкости различного объема, связанные друг с другом посредством трубопроводов с запорной арматурой. В емкостях с использованием кислот, щелочей и различных ионообменных смол осуществляются химические процессы обработки воды с целью ее очистки от различных солей и примесей, а в связи с тем, что металлические емкости изготавливают из корродирующих сталей, возникает необходимость обеспечения надежной и долговечной антикоррозионной химзащиты их внутренних поверхностей, поскольку от качества и надежности химзащиты во многом зависит качество и эффективность химической очистки воды. Решению этой проблемы и посвящена первая часть статьи.

Вторая часть статьи посвящена разработке комплексной альтернативной технологии умягчения природных вод с возможностью использования ее как самостоятельного метода водоподготовки или в качестве

© А.А. ТАРЕЛИН, В.Г. МИХАЙЛЕНКО, Н.В. СУРДУ, Т.Н. ПАРШИНА, 2015

предварительной стадии обработки для снижения затрат и нагрузки при обработке природных вод на ионообменных установках. Представленная работа направлена на создание безреагентной электрохимической технологии умягчения воды. Основой этой технологии является возможность изменения pH электрохимическим способом в камерах мембранного электролизера.

Процесс электрохимического умягчения воды известен давно [1], однако, до сих пор не применяется в промышленности из-за отсутствия недорогих анодов, стойких в нейтральных и кислых разбавленных сульфатно-хлоридных растворах.

Разработка технологии антикоррозионной химзащиты оборудования ХВО. Наиболее эффективным способом продления эксплуатационного срока службы оборудования является применение различного рода защитных, прежде всего, лакокрасочных покрытий (ЛКП). При ремонте внутренней антикоррозионной химзащиты оборудования химической водоподготовки (ХВО) на ТЭС и ТЭЦ чаще всего руководствуются требованиями СНиП 2.03.11-85, согласно которым для различных сред предлагаются различные виды покрытий [2]. Так, например, для емкостей ОН-анионитовых и Н-катионитовых фильтров рекомендуется применять гуммировку (обкладка сырой резиной и вулканизация ее под давлением [3]), для баков нейтрализации – многослойное покрытие на основе перхлорвиниловых эмалей, а для баков запаса конденсата – покрытие на основе эпоксидных смол с добавлением графита.

Каждому из названных покрытий свойственны как преимущества над другими, так и определенные недостатки.

В последнее время для устройства антикоррозионной химзащиты оборудования стали применять ЛКП из лакокрасочных материалов (ЛКМ), на основе различных смол. Наибольшее распространение получили ЛКМ на основе полиуретановых, эпоксидных, эпоксиуретановых, фурановых и др. соединений.

В ИПМаш НАН Украины разработаны основы технологии устройства многослойной антикоррозионной химзащиты внутренних поверхностей емкостного оборудования систем химической водообработки (ХВО) ТЭС и ТЭЦ, а также и других предприятий, использующих воду в качестве рабочего тела.

Выбор лакокрасочных материалов. Из анализа научно-технической информации по антикоррозионной защите металлов с использованием лакокрасочных материалов было установлено [4], что при прочих равных условиях, качество и долговечность защитных свойств покрытий во многом зависит от таких свойств как: *адгезионная прочность; химическая стойкость; эластичность; пористость; проницаемость пленки покрытия*.

При прочих равных условиях адгезионная прочность пленки покрытия во многом зависит как от способа и качества подготовки защищаемой поверхности, так и от интервала времени, прошедшего с момента механической очистки поверхности. Наилучших результатов по обеспечению сцепления покрытия с основой удается достигнуть при обеспечении вероятности возникновения ионной или ковалентной связи адгезионного состава ЛКМ с защищаемой металлической поверхностью. А этого можно достигнуть при нанесении адгезионного состава сразу после механической активации поверхности либо в течение не более 1 ч с момента ее окончания. По истечении 2 ч поверхность практически теряет свою химическую активность в силу протекающих на ней окислительных процессов и образование химических связей с материалом адгезионного слоя становится маловероятным.

Химическая стойкость пленки покрытия к кислотным и щелочным средам зависит от состава полимерного материала.

Эластичность пленки покрытия очень важный показатель, поскольку в процессе эксплуатации оборудования могут возникать различного рода деформации механического или теплового происхождения, которые могут привести к нарушению сплошности пленки покрытия с дальнейшей потерей его защитных свойств. При этом, при прочих равных условиях наиболее долговечную защиту оборудования обеспечивают покрытия с низкой пористостью.

Наилучшей адгезией, химической стойкостью и низкой пористостью обладают полимерные материалы на эпоксидной основе, однако они не обладают достаточной эластичностью. Полимерные материалы на полиуретановой основе обладают необходимой эластичностью и химической стойкостью к щелочным и кислотным средам, но в силу реологических свойств им присуща микропористость. Поэтому в качестве рабочей концепции формирования антикоррозионного покрытия была принята техническая идея, заключающаяся в следующем.

Пленка покрытия формируется в виде многослойного композитного материала, методом последовательного нанесения на защищаемую поверхность нескольких, функционально различных, модифицированных соединений на эпоксидной и полиуретановой основах, с обязательным обеспечением условий образования структур типа частично-встроенных полимерных сеток.

Для обеспечения этих требований экспериментально была установлена последовательность и оптимальная (с позиций обеспечения минимальной пористости) толщина каждого наносимого слоя, а также определен индивидуальный технологический временной интервал выдержки между наносимыми слоями для каждого используемого в покрытии лакокрасочного соединения.

Для формирования адгезионного слоя, а также промежуточных и финишных слоев многослойной пленки антикоррозионного покрытия в качестве базового материала выбрана двухкомпонентная эпоксиуретановая эмаль ЭПУ-33. Для придания необходимых функциональных свойств эмаль подвергалась специальному модифицированию.

Для придания пленке покрытия необходимой эластичности использовались различные модификации полиуретанового клея ВУК-1, который представляет собой прозрачную жидкость желтоватого цвета. Для удобства нанесения и уменьшения времени полимеризации ВУК-1, разбавляется специальным разбавителем с ускоряющими добавками. Пленка из ВУК-1 имеет микропористость.

Для придания пленке химзащитного покрытия необходимой водонепроницаемости используются модификации эпоксидного клея ЭДМОК, который состоит из двух компонентов и представляет собой жидкость с изменяющимся красновато-розоватым цветом. Следует отметить что ЭДМОК может применяться для гидроизоляции и антикоррозионной защиты с хорошей адгезией к поверхностям даже в условиях повышенной влажности и в подводном режиме.

На рис. 1 представлен график изменения сорбции свободных полимерных пленок, сформированных и испытанных по ГОСТ 12020-72 в 10 % растворе серной кислоты [4].

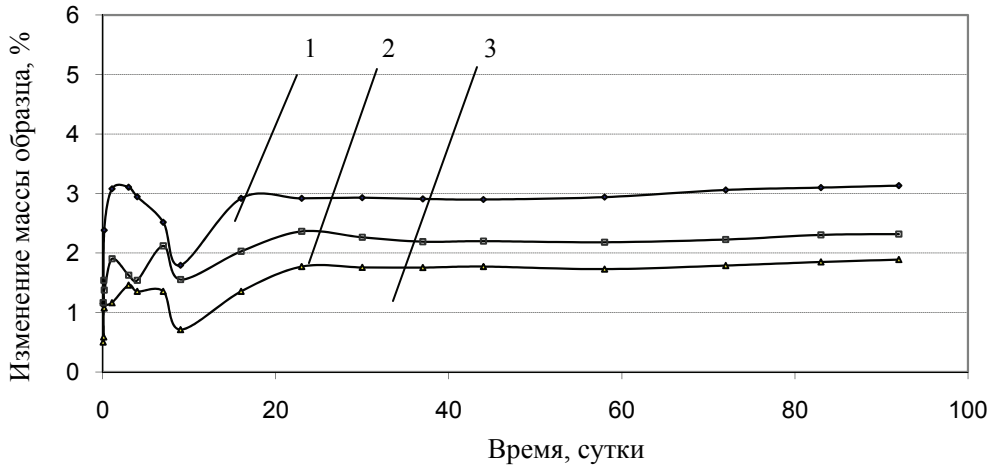


Рис. 1. Кинетика изменения сорбции свободной полимерной пленки в 10 % растворе серной кислоты. 1- ВУК-1; 2-ЭДМОК; 3 - ЭПУ-33

Как видно из рис. 1.1, наибольшей химической стойкостью обладает эпоксиуретановая эмаль. Полимерные составы 1 и 2 (полиуретановый клей и эпоксиуретановый лак) также имеют неплохую химстойкость, поэтому могут быть применены в качестве внутренних слоев композиционного полимерного покрытия. Стойкость полимерных композиций в 10 % растворе серной кислоты в течение 100 суток (покрытие нанесено в 2 слоя) предполагает высокую химстойкость композиционного полимерного покрытия в гарантируемые сроки службы покрытия.

Для выбора расхода материала был определен сухой остаток базовой эпоксиуретановой эмали ЭПУ-33.

Образцы эмали были взвешены до начала полимеризации, а затем проводилось взвешивание образцов эмали до полной полимеризации. Сухой остаток ЭПУ-33 составлял 72-78 % от общей массы эмали. Изменение соотношения растворителя и пигментной части с пленкообразователем позволяет

получить полимерные пленки с различными физико-химическими свойствами. В частности, для увеличения адгезионной прочности разработан состав ЭПУ-33А, для увеличения химстойкости - состав ЭПУ-33(У7) и ЭПУ-33(С).

Варьирование количества растворителя и отвердителя на основе базовых композиций ВУК-1 и ЭДМОК позволило получить полимерные пленки с повышенной эластичностью и водонепроницаемостью.

Таким образом, на основании проведенных исследований для формирования пленки антикоррозионной защиты были выбраны 8 полимерных композиций, полученных путем модификации полимерных композиций ЭПУ-33, ВУК-1 и ЭДМОК (см. табл. 1).

Таблица 1. Перечень полимерных композиций

Полимерное соединение		**Вид и цвет**	**Функциональное назначение**
Обозначение	**Составные компоненты**		
1	**2**	**3**	**4**
ЭПУ-33(А)	Эмаль эпоксиуретановая ЭПУ-33 ТУ У 2004656.003-2000	Жидкость текучая, красно-коричневая	Адгезионный слой
	(А) - модификатор для ЭПУ-33	Жидкость, вишневая	
ЭПУ-33(У7)	Эмаль эпоксиуретановая ЭПУ-33 ТУ У 2004656.003-2000	Жидкость текучая, красно-коричневая	Промежуточный слой с повышенной химстойкостью
	(У7) - модификатор для ЭПУ-33	Жидкость прозрачная	
ЭПУ-33(С)	Эмаль эпоксиуретановая ЭПУ-33 ТУ У 2004656.003-2000	Жидкость текучая, красно-коричневая	Финишный слой
	(С) - модификатор для ЭПУ-33	Жидкость прозрачная, вязкая	
ВУК-1(Н)	Клей полиуретановый ВУК-1 ТУ У 30553286.002-2002	Прозрачная жидкость, вязкая, светло-желтая	Дублирующий адгезионный слой
	(Н) - модификатор для ВУК-1	Белая жидкость вязкая	
ВУК-1(М)	Клей полиуретановый ВУК-1 ТУ У 30553286.002-2002	Прозрачная жидкость, вязкая, светло-желтая	Химически стойкий слой с повышенной эластичностью
	(М) - модификатор для ВУК-1	Коллоидная жидкость, зеленая, синяя, серая	
ВУК-1(У)	Клей полиуретановый ВУК-1 ТУ У 30553286.002-2002	Прозрачная жидкость, вязкая, светло-желтая	Химически стойкий слой эластичный
	(У) - модификатор для ВУК-1	Прозрачная жидкость, вязкая	
ЭДМОК(А)	Клей эпоксидный «ЭДМОК» ТУ У 30553286.003-2001	Жидкость, темно-коричневая	Высокопрочный эластичный слой с повышенной водонепроницаемостью
	(А) - модификатор для ЭДМОК	Вязкая жидкость, желтоватая	
«ВАК-МБ»	Клей акриловый «ВАК-МБ» ТУ У 88 УССР 193.062-84	Полупрозрачная жидкость, светло-желтая	Грунтово-шпаклевочный слой

В зависимости от условий эксплуатации и состава среды, общая толщина пленки покрытия может составлять от 210 до 900 мкм. При этом допустимое содержание миграций химических веществ, выделяющихся из материалов, используемых для изготовления покрытий, соприкасающихся с пищевыми продуктами, соответствуют СанПиН 42-123-4240-86 [5].

Краткое описание работ по устройству антикоррозионной защиты. Технология изготовления антикоррозионной защиты включает три основных этапа работ:

На первом этапе после изучения технологических условий эксплуатации оборудования осуществляется подбор покрытия (состав и количество слоев) и выбирается способ подготовки поверхности.

На втором подготовительном этапе осуществляется механическая (или химическая) очистка поверхности от старого покрытия и загрязнений с устранение вскрытых дефектов (заваривание свищей, утолщение стенок и т.п.), обеспыливание, обезжиривание и активация (механическая, химическая или иная) металлической поверхности перед нанесением адгезионного слоя.

Наконец на третьем (заключительном) этапе методом безвоздушного или пневматического распыления ЛКМ осуществляется формирование композитной пленки антикоррозионной химзащиты металлической поверхности с обязательной шпатлевкой острых кромок, сварных швов и примыканий. По

окончании нанесения полимерных материалов покрытие выстаивается до полной полимеризации ЛКМ (при нормальных условиях в течение не менее 14 суток).

Полимеризация пленок полиуретановых соединений на основе ВУК-1 осуществляется за счет влаги из воздуха, поэтому она начинается с поверхности раздела «пленка-воздух», распространяется вглубь и сопровождается выделением газов. Именно поэтому, для исключения возможности вспенивания толщина пленка не должна превышать критической величины $h_{кр}$. Экспериментально установлено, что для ВУК-1, скорость отверждения которого зависит от влажности и температуры окружающего воздуха, $h_{кр}$ не должна превышать 110 мкм.

Для пленки, формируемой из соединений на основе эпоксиуретановой эмали ЭПУ-33, критическое значение толщины пленки составляет $h_{кр} \sim 80$ мкм. Для пленки, что образуется из соединений на основе ЭДМОК, критическое значение толщины составляет $h_{кр} \sim 130$ мкм.

С учетом вышесказанного, во время формирования пленки антикоррозионного покрытия, толщина каждого последовательного слоя не должна превышать критического значения, то есть:

$$h_i \leq (h_{кр})_j$$

где h_i – значение толщины текущего слоя; $(h_{кр})_j$ - критическая величина толщины слоя для насущных условий и типа материала (j).

Таким образом, расчетная величина удельных затрат полимерного материала для формирования текущего слоя пленки состоит из материала, который собственно образует пленку, и материала, рассеивается в окружающую среду в виде аэрозоля во время его распыла, и потерь летучей частицы полимера. То есть, за Δt =1 сек, нужно распылить полимерный материал в количестве

$$\delta M_j \cdot \Delta t = \frac{\left(h_i \cdot S \cdot \gamma_j\right)}{(1-\chi)\cdot\psi} = \frac{\left(0,9 h_{кр\,j} S \cdot \gamma_j\right)}{(1-\chi)\cdot\psi}. \qquad (1)$$

где S – площадь м^2 распыла; δM_j – скорость распыла полимерного материала (j); Δt – промежуток времени, в течение которого осуществлялся распыл; γ_j – удельный вес полимерного материала (j); χ – доля (%) материала, выносимого в виде аэрозоля в окружающую среду (потери), ψ - доля (%) сухого остатка полимерного материала после полимеризации.

Доля χ материала, выносимого в виде аэрозоля в окружающую среду, зависит как от свойств собственно полимерного материала (вязкость, температура, испаряемость и т.п.), так и от метода, и режима его распыла. Для формирования плотной структуры полимерной пленки при полимеризации необходимо создавать условия для увеличения центров полимеризации, что достигается, например, путем механоактивации полимерного материала во время его распыла. То есть, надо использовать такие методы и режимы распыла, при которых капли должны быть как можно меньше ($d_{кр} \leq 10$ мкм). Но малые капли легко выносятся аэродинамическими потоками из зоны окраски в виде аэрозоля, что увеличивает потери полимерного материала. То есть с соображений качества надо уменьшать размер капель во время окрашивания, а с экономических соображений надо стремиться максимально уменьшать потери, так как материалы не из дешевых. Практикой было установлено, что с соображений обеспечения надлежащей плотности полимерной пленки при полимеризации оптимальный размер капель при распылении должен лежать в диапазоне $d_{кр} \in 15...20$ мкм. Для обеспечения распыла с образованием капель с таким размером было разработано геометрию сопел и режимы пневматического распыла при которых потери материала не превышают 10 %, тогда как краскораспылители, выпускаемых промышленностью, приводят к значительно большим потерям, которые достигают 40 %. Для проведения оценочных расчетов удельных расходов примем χ=0,1.

Теперь, с учетом вышеприведенных соображений можем с помощью формулы (1) можем провести соответствующие оценочные расчеты удельных расходов полимерных композиций на основе ЭПУ-33, ВУК-1 и ЭДМОК.

Выше указывалось, что максимальная толщина пленки, формируемой из полимерного соединения на основе ЭПУ-33, не должна превышать критического значения $h_{кр}$=80 мкм. Тогда, с учетом того, что доля

сухого остатка для эмали ЭПУ-33 составляет ψ=0,65, а удельная масса $\gamma_{ЭПУ}$=1,262 кг/дм^3, с использованием формулы (1) найдем удельный расход $\delta M_{\text{ЕПУ}}$

$$\delta M_{ЕПУ} = \frac{\left[0,9\left(h_{кр}\right)_j \cdot S \cdot \gamma_j\right]}{\left(1-\chi\right)\cdot\psi} = \frac{\left(0,9\cdot 80\cdot 10^{-6}\cdot 1\cdot 1,262\cdot 1000\right)}{\left(1-0,1\right)\cdot 0,65} = 0,16 \text{ кг/м}^2.$$

Рис. 2. Внешний вид пленки антикоррозионной химзащиты внутренней поверхности мешалки якорной на ООО «ПИРАНА» г. Харьков.

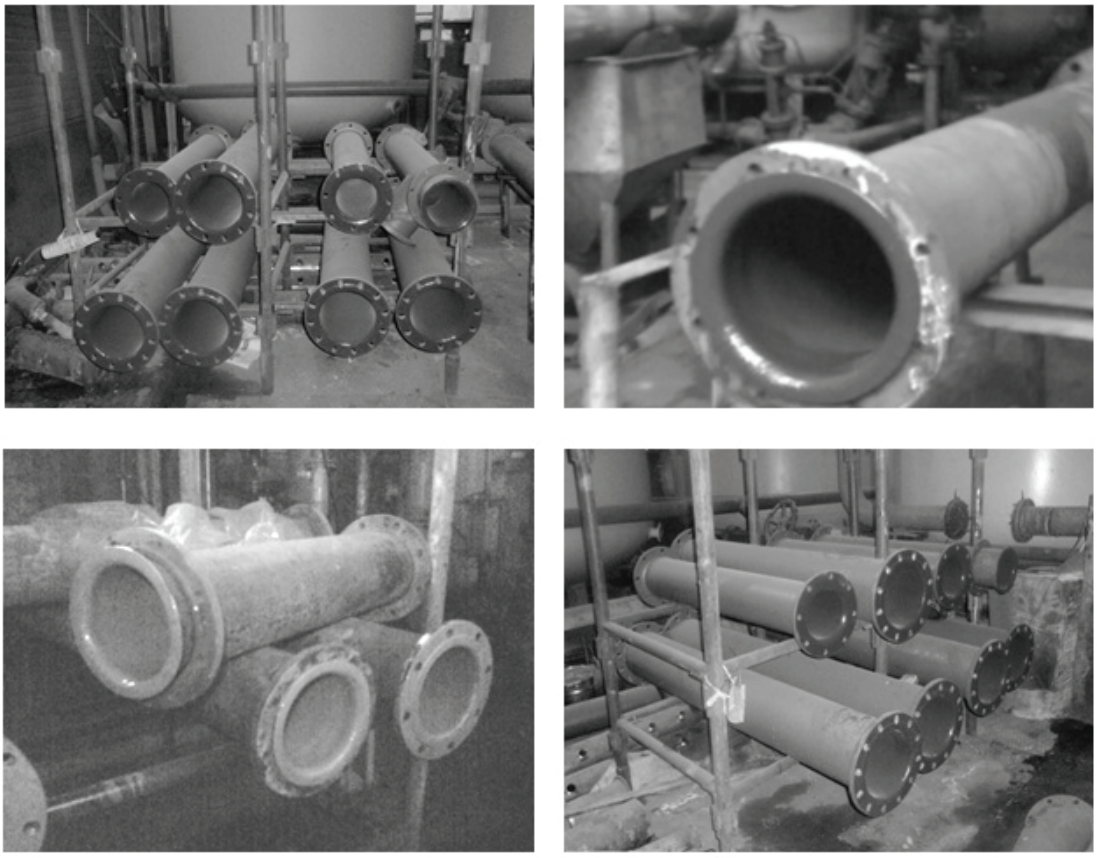


Рис. 3. Внешний вид пленки антикоррозионной химзащиты внутренней поверхности обвязывающих трубопроводов Н-катионитового фильтра

Удельный расход $\delta M_{\text{ВУК-1}}$ полимерного материала при формировании пленки с использованием соединений на основе ВУК-1, с учетом того, что доля сухого остатка ψ=0,85, а удельная масса =1,284 кг/дм^3 составляет

$$\delta M_{ВУК-1} = \frac{\left[0,9\left(h_{кр}\right)_j \cdot S \cdot \gamma_j\right]}{\left(1-\chi\right)\cdot\psi} = \frac{\left(0,9\cdot 110\cdot 10^{-6}\cdot 1\cdot 1,384\cdot 1000\right)}{\left(1-0,1\right)\cdot 0,85} = 0,18 \text{ кг/м}^2.$$

Удельный расход $\delta M_{ЭДМОК}$ полимерного материала при формировании пленки с использованием соединений на основе ЕДМОК, с учетом того, что доля сухого остатка ψ=0,80, а удельная масса =1,238 кг/дм^3 составляет

$$\delta M_{ЭДМОК} = \frac{\left[0,9\left(h_{кр}\right)_j \cdot S \cdot \gamma_j\right]}{\left(1-\chi\right)\cdot\psi} = \frac{\left(0,9\cdot 130\cdot 10^{-6}\cdot 1\cdot 1,238\cdot 1000\right)}{\left(1-0,1\right)\cdot 0,8} = 0,20 \text{ кг/м}^2.$$

Опытным путем было установлено, что количество и состав слоев зависит от степени агрессивности и абразивности среды и может составлять:

- для водород-катионитовых фильтров 18…20 слоев;
- для анионитовых фильтров 14…18 слоев;
- для механических фильтров 16…20 слоев;
- для емкостей с нейтральной средой 8…14 слоев.

Примеры внешнего вида пленки антикоррозионной химзащиты внутренней поверхности мешалки якорной и обвязывающих трубопроводов Н-катионитового фильтра показан на рис. 2 и 3.

Разработка технологии получения стойких электродов, их изготовление и испытание ресурса. В настоящее время как в теплоэнергетике, так и в других водоочистных технологиях наиболее широко для умягчения природных вод применяется метод ионного обмена. Однако, наряду с гарантированной эффективностью метода, ему свойственны некоторые недостатки:

- большой расход реагентов на регенерацию ионообменных смол;
- сброс в природные водоисточники экологически небезопасных регенерационных растворов минеральных солей;
- значительная зависимость экономичности обессоливания от минерализации исходной воды, ограничивающая область применения метода;
- высокая стоимость и значительный расход ионообменных смол;
- относительно небольшая глубина очистки воды от органических примесей.

Кроме того, установлено [6], что при контакте очищенной воды с ионообменными смолами она обогащается органическими примесями. Таким образом, необходимо минимизировать контакт очищаемой воды с ионообменными материалами. Для этого в традиционной теплоэнергетике используется предварительная реагентная обработка воды, которая позволяет удалить часть солей жесткости в виде твердых осадков. Однако, предварительная обработка воды кальцинированной содой и известковым молоком, во-первых, не позволяет снизить жесткость обработанной воды ниже 3,0 мг-экв/дм^3, а во-вторых, при такой обработке образуется шлам, не пригодный к дальнейшей переработке. Для тепловых электростанций, в особенности, газо-мазутных, не имеющих золоотвала, захоронение данного шлама является большой проблемой. Поэтому нами предпринята разработка комплексной альтернативной технологии умягчения природных вод с возможностью использования ее как самостоятельного метода водоподготовки или в качестве предварительной стадии обработки для снижения затрат и нагрузки при обработке природных вод на ионообменных установках. Представленная работа направлена на создание безреагентной электрохимической технологии умягчения воды. Основой этой технологии является возможность изменения pH электрохимическим способом в диафрагменном аппарате.

Процесс электрохимического умягчения воды известен давно [1], однако, до сих пор не применяется в промышленности из-за отсутствия недорогих анодов, стойких в нейтральных и кислых разбавленных сульфатно-хлоридных растворах.

Нами были разработаны два способа получения металлоксидных анодов, не содержащих в своем составе благородных металлов. Согласно первому способу производится осаждения активного анодного покрытия из диоксида свинца из щелочного комплексного электролита на выносную сетку анода из нержавеющей стали непосредственно без защитного подслоя [7]. Согласно второй технологии осаждение

активного диоксидно-свинцового покрытия производится на выносную титановую сетку после предварительного нанесения на нее тонкого защитного подслоя диоксида марганца [8]. В данном случае электроосаждение диоксида свинца также производится из щелочного электролита, поскольку из известных кислых электролитов на подслое диоксида марганца выделяется исключительно кислород. Предложенный состав электролита: 0,3 моль/дм^3 динатриевой соли этилендиминтетраацетатной кислоты, 2 моль/дм^3 NaOH, 0,07 – 0,1 моль/дм^3 этиленгликоля. Электролит насыщается оксидом двухвалентного свинца при температуре 60°C. Образование донных отложений промежуточных оксидов свинца предотвращается путем погружения в электролит металлического свинца с соотношением его поверхности к площади анода 7:1. Плотность тока электроосаждения составляла 1 А/дм^2.

Полученные лабораторные образцы анодов были подвергнуты непрерывным ресурсным испытаниям на стенде (рис. 1) в растворе, содержащем 20 г/дм^3 NaCl и 20 г/дм^3 Na_2SO_4. Плотность тока испытаний составляла 1000 А/м^2, т. е была в 10 – 20 раз выше предполагаемой в процессе электромембранного умягчения воды. В результате этих испытаний установлено, что титан, покрытый диоксидом свинца без защитного подслоя, устойчиво работает в качестве анода в течение 20 часов, после чего его потенциал начинает быстро нарастать (рис. 5). Анод, покрытый толстым слоем диоксида марганца, устойчиво проработал без нарастания анодного потенциала 800 часов, однако, в процессе работы происходило постепенное растворение активного покрытия со скоростью примерно 280 мг/м^2·ч. Соответственно этому, обрабатываемый раствор загрязнялся соединениями марганца.

Рис. 4. Фото стенда для определения ресурса работы анодов

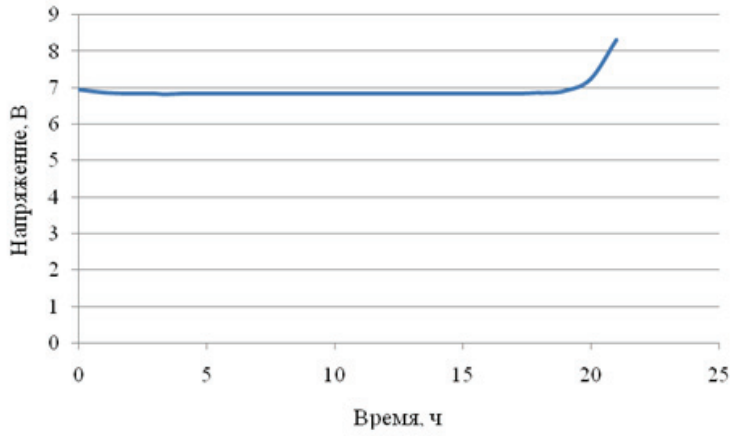


Рис. 5. Вольтамперная характеристика ресурсных испытаний анода, в котором диоксидно-свинцовое покрытие нанесено непосредственно на титан без промежуточного подслоя

Анод, осажденный на основу из нержавеющей стали, в растворе сульфата и хлорида натрия является устойчивым в течение примерно 20 часов, после чего происходит резкое снижение его потенциала, а в растворе начинают накапливаться продукты коррозии основы. Стойкость подобных анодов резко повышается (превышает 800 часов) при добавлении к испытательному раствору гидрокарбоната натрия до концентрации 10 г/дм^3.

Наилучшие результаты достигнуты при испытании комбинированного анода с защитным подслоем диоксида марганца, поверх которого осадили 1 мм слой диоксида свинца. Этот анод проработал более 800 часов без нарастания анодного потенциала, причем соединений марганца в обработанном растворе не обнаружено. Указанное время работы превышает 8000 – 16000 часов в реальных условиях промышленного процесса электромембранного умягчения воды.

Разработанная технология позволила изготовить стендовую установку для производства стендовых комбинированных анодов и биполярных электродов с рабочей поверхностью 2 дм^2. Для снижения напряжения между электродами, последние снабжены анодной и катодной выносными сетками. Вид комбинированного биполярного электрода приведен на рис. 6.

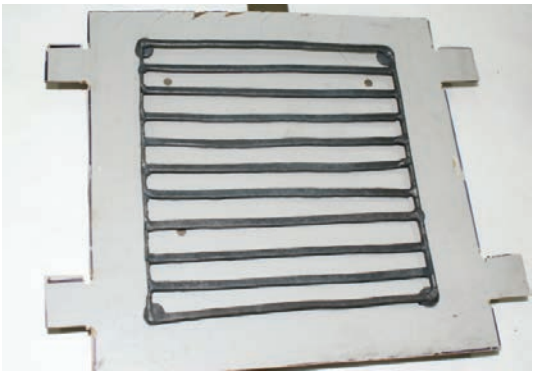


Рис. 6. Биполярный комбинированный электрод

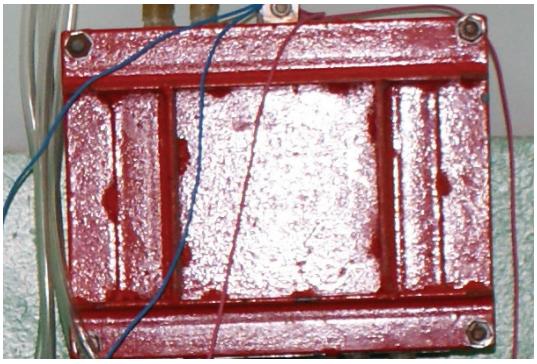


Рис. 7. Электроумягчитель воды

С использованием изготовленных стендовых электродов был изготовлен стендовый аппарат (рис. 7) с двумя биполярными ячейками, и на его основе была собрана установка для электромембранного умягчения воды.

В результате стендовых испытаний процесса очистки получена кривая умягчения харьковской водопроводной воды, приведенная на рис. 8 в сравнении с кривой традиционного содо-известкового процесса. Из приведенных данных следует, что при электромембранной обработке достигается существенно большая (как минимум, в три раза) глубина умягчения воды.

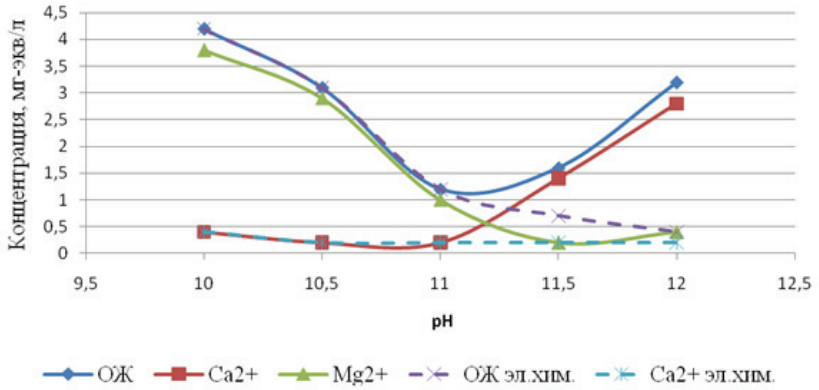


Рис. 8. Зависимость остаточной концентрации солей жесткости от pH завершения процесса

Принципиальная схема стендовой установки приведена на рис. 9 и отражает разработанную концепцию усовершенствованной предподготовки воды.

В результате электроумягчения из катодных камер умягчителя 1 вытекает вода с уже сформировавшимися хлопьями осадка. Указанный осадок существенно легче, чем традиционный шлам реагентного содо-известкового умягчения, поскольку он содержит примерно в 3 раза больше легких

соединений магния. Поэтому данный осадок может быть отделен не только в громоздком и габаритном контактном осветлителе 2, но и в других, более компактных аппаратах – флотаторе или безнапорном сетчатом фильтре с ячейкой сетки 10 мкм. После отделения и уплотнения на фильтрпрессе 4 данный осадок пригоден для производства цемента или строительных смесей.

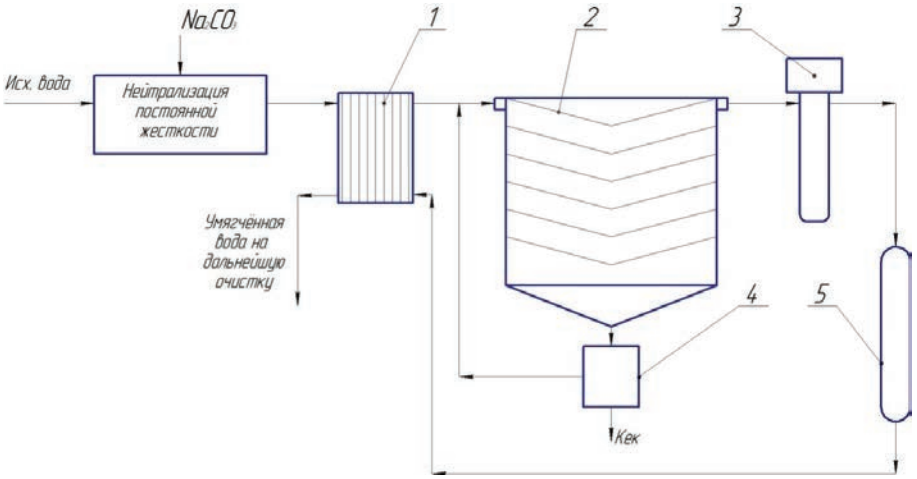


Рис. 9. Технологическая схема электромембранного умягчения воды: 1 – биполярный мембранный электролизер; 2 – осветлитель; 3 – зернистый фильтр тонкой очистки; 4 – фильтр-пресс; 5 – натрий-катионитовый фильтр-доумягчитель

Осветленная вода, содержащая соединения жесткости в остаточной концентрации 0,3…0,5 мг-экв/дм^3, далее направляется на окончательное осветление в зернистых мультимедийных фильтрах тонкой очистки 3, а затем – на ионообменное доумягчение 5, после чего поступает в анодные камеры электроумягчителя. Здесь происходит нейтрализация остаточной щелочности воды за счет переноса катионов в катодные камеры.

Полученная умягченная вода поступает потребителю или направляется на дальнейшую очистку. В табл. 2 приведены основные показатели качества исходной и очищенной воды, а также некоторые режимные параметры процесса, отражающие его энергетическую эффективность.

Таблица 2. Режимы и результаты электромембранного умягчения воды

№ п/п	Наименование показателя	Исходная вода	Очищенная вода
1	Общая жесткость, мг-экв/дм^2	6,8	0,4
2	Общая щелочность, мг-экв/дм^2	7,0	0,6
3	pH	7,2	6,8
4	Сухой остаток, мг/л	850	730
5	Напряжение на ячейке, В	6,0	
6	Выход по току, %	65	
7	Плотность тока, А/м^2	68	
8	Расчетные затраты электроэнергии на процесс, кВт*ч/м^3	1,8	

Применение электромембранного умягчения воды в водоподготовке ТЭС и, особенно, ТЭЦ способно увеличить ресурс работы ионообменных смол в 3 – 5 раз за счет соответствующего удлинения фильтроцикла. Если же в процессе водоподготовки станции используются мембранные методы обессоливания, то ресурс работы мембранных элементов обессоливающих установок при использовании предварительного электромембранного умягчения воды увеличится не менее, чем в 2 раза.

Выводы

Таким образом, разработана технология устройства высоконадежной антикоррозионной химзащиты оборудования ХВО с использованием ЛКМ отечественного производства, при которой пленка покрытия представляет собою многослойный композитный материал, который формируется методом последовательного нанесения функционально различных модифицированных композиций на эпоксидной, эпоксиуретановой и полиуретановой основах. При этом, в процессе нанесения полиуретановых

композиций на эпоксидные или эпоксидных на полиуретановые, технологически обеспечиваются условия для образования зоны частично встроенных полимерных сеток, что приводит к уплотнению структуры полиуретановых и повышению эластичности эпоксидных слоев, и способствует повышению долговечности и надежности антикоррозионного покрытия.

Опытным путем было установлено, что количество и состав слоев зависит от степени агрессивности и абразивности среды и может составлять:

- для водород-катионитовых фильтров 18…20 слоев;
- для анионитовых фильтров 14…18 слоев;
- для механических фильтров 16…20 слоев;
- для емкостей с нейтральной средой 8…14 слоев.

При этом выполненное по разработанной технологии антикоррозионное ЛКП внутренней поверхности емкостного оборудования любого из участков любой ступени системы ХВО, позволит обеспечить надежную бесперебойную защиту в течение не менее 10 лет.

Кроме того, разработана технология получения стойкого инертного анода, не содержащего благородных металлов. Указанный анод создает возможность использования процесса электромембранного умягчения воды в водоподготовке ТЭЦ и ТЭС. Включение электромембранного умягчения воды в процесс ее предварительной подготовки перед обессоливанием, позволит продлить ресурс работы ионообменных смол в 3 – 5 раз, а мембранных модулей – не менее, чем в 2 раза.

1. *Титаренко Я.С.* Умягчение воды с помощью электролиза для нужд промышленных котельных: информлисток № 37-74 / Я.С. Титаренко, А.С. Шапиро . – Харьков: ХИНТИ, 1974.- 5 с.
2. *Зашита* строительных конструкций от коррозии: СНиП 2.03.11-85: утв. Главтехнормированием Госстроя СССР: введ. в действие с 01.10.86. – М.: Госстрой СССР: ЦИТП Госстроя СССР, 1986.— 48 с.
3. *Изделия* химического машиностроения. Гуммирование. Типовой технологический процесс: РД 24.023.52-90: утв. ВНИПТИхимнефтемаш СССР: введ. в действие с 01.10.90. – М.: Минтяжмаш СССР, 1990.– 28 с.
4. *Пластмассы*. Методы определения стойкости к действию химических сред: ГОСТ 12020-72: введ. 1973-07-01. – М.: Госстандарт СССР: Изд-во стандартов, 1974.-12 с.
5. *Допустимые* количества миграции (ДКМ) химических веществ, выделяющихся из полимерных и других материалов, контактирующих с пищевыми продуктами и методы их определения: Сан ПиН 42-123-4240-86: утв. Главным государственным санитарным врачом СССР Г.Н. Хлябичем 31.12.1986 N 4240: введ. в действие с 31.12.86.□М.: Министерство здравоохранения СССР, 1986.□ 3 с.
6. *Продление* ресурса котлотурбинного оборудования за счет снижения коррозионного и эрозионного разрушения на основе методов подготовки и контроля качества питательной воды и пара: отчет о НИР (заключ.) / ИПМаш НАН Украины; рук. А.А. Тарелин. ; Инв. № 0110U006341.– Харьков, 2012. – 88 с.
7. *Патент* України № 38849. Спосіб електроосадження плюмбум двооксиду / В. Г. Михайленко, О. В. Антонов. Заявл. 01.07.2008, Опубл. 26.01.2009, БІ № 2, 2009 р.
8. *Патент* України № 10815 Спосіб виготовлення мало зношуваного анода / В.Г. Михайленко, А.О. Тарелін, О.І. Князєва, Є.Ф. Лук'янов, О.Є. Хінєвич, З.П. Гиль. Заявл. 12.05.2014, Опубл. 25.03.2015, Бюл. № 6, 2015 р.

ПРОЕКТ 5.11

Розробка обладнання електроерозійного коагуляційного очищення в системах водопідготовки теплових агрегатів

РОЗРОБКА ОБЛАДНАННЯ ЕЛЕКТРОЕРОЗІЙНОГО КОАГУЛЯЦІЙНОГО ОЧИЩЕННЯ В СИСТЕМАХ ВОДОПІДГОТОВКИ ТЕПЛОВИХ АГРЕГАТІВ

А.П. РАЩЕПКІН, д.т.н., **І.П. КОНДРАТЕНКО**, чл.-кор. НАН України, **С.М. ЗАХАРЧЕНКО**, д.т.н., **Ю.В. РУДЕНКО**, к.т.н.
(Інститут електродинаміки НАН України, Київ)

Актуальність теми. Ресурс та ефективність експлуатації, а також частота ремонтних та відновлюваних робіт теплогенеруючого та тепло-розподільчого обладнання теплоенерго централей, теплових електростанцій та атомних електростанцій багато в чому залежать від параметрів води як теплоносія [2]. Тому вкрай важливо забезпечувати в ній якомога низьку концентрацію катіонів та аніонів солей жорсткості (Ca^{2+}, Mg^{2+}, K^{+}, Fe^{2+}, Sr^{2+}, SiO_3^{2-}, SO_4^{2-}, Cl^{-}, HCO_3^{-}, NO_3^{-} та інших), органічних забруднень та дисперсних домішок та мікроорганізмів.

В схемах водопідготовки, які поширені у теперішній час, переважна більшість таких забруднень видаляється на операції коагуляційного освітлення води [10]. Реагентна хімічна коагуляція за допомогою сполук $Al_2(SO_4)_3$, $Al_2(SO_4)_3 \cdot 18H_20$, $Fe_2(SO_4)_3$, $FeSO_4 \cdot 7H_2O$, $FeCl_3 \cdot 6H_2O$, та інших, яка широко застосовується на сучасному етапі розвитку систем водопідготовки, має суттєві недоліки. По-перше, внаслідок використання зазначених вище сполук вода забруднюється кислотними залишками SO_4^{2-} та Cl^{-}, що підвищує її кислотність і корозійну активність та вимагає додаткових засобів її корекції, наприклад введення сполук $Ca(OH)_2$, $NaOH$ та інших. По-друге, така коагуляція мало ефективна при очищенні води від високомолекулярних органічних забруднень, концентрація яких у природних водах зросла останнім часом через антропогенний вплив [10].

Альтернативою реагентній хімічній коагуляції є електроерозійна коагуляція, розроблена в Інституті електродинаміки НАН України спільно з Інститутом колоїдної хімії та хімії води НАН України, яка дозволяє отримувати високоактивний коагулянт $Al(OH)_3$ безпосередньо в процесі електроерозійного диспергування у воді гранул алюмінію [10]. При цьому кислотні залишки відсутні. В даній технології вода, яка потребує обробки, пропускається крізь шар гранул металу, здатного утворювати коагулянт в результаті хімічної взаємодії з водою, у нашому випадку алюмінію. Від спеціального генератора короткі, але потужні розрядні імпульси через електродну систему підводяться до шару гранул алюмінію, внаслідок чого у місцях контактів гранул між собою спостерігається електричний пробій води і виникають плазмові канали, розподілені в усьому об'ємі гранул [10]. В процесі еволюції плазмових каналів виникає ультрафіолетове випромінювання, утворюються високоактивні хімічні радикали з малим терміном існування та дрібнодисперсні ерозійні частинки металу гранул [10].

Перші два чинника сприяють деструкції органічних забруднень, зниженню окислюваності води та переводу їх залишків у нерозчинний стан. Ерозійні частинки алюмінію в результаті хімічної взаємодії з водою утворюють гідроксид алюмінію $Al(OH)_3$, який в процесі подальшої гідратації стає високоактивним коагулянтом [10]. Операція відстоювання та решта інших операцій відбуваються в тих же режимах, як і при використанні традиційної реагентної коагуляції. Витрати алюмінію на цій операції за умов його повної гідратації за відведений час складають до 5 *г/м*^{3}, а витрати електроенергії до 30 *Вт·год/м*^{3} проти 14 – 42 *г/м*^{3} $FeSO_4 \cdot 7H_2O$ в традиційній технології, що дозволяє заощаджувати близько 50 % вартості реагентів [10].

Суттєвими недоліками використання на даній технологічній операції водопідготовки тиристорних генераторів розрядних імпульсів, які розроблялися раніше, є неможливість зниження тривалості імпульсів менше 15 *мкс* [6] та обмеження неконтрольованого зростання розрядного струму внаслідок стохастичних процесів у технологічному навантаженні [4], а також низька точність стабілізації напруги імпульсів [6, 12]. Це призводить до появи крупних (більше 20 *мкм*) ерозійних частинок алюмінію, які не встигають

© А.П. РАЩЕПКІН, І.П. КОНДРАТЕНКО, С.М. ЗАХАРЧЕНКО, Ю.В. РУДЕНКО, 2015

повністю розчинитися у воді за час технологічної операції освітлення, в наслідок чого зростають витрати матеріалу та електроенергії. Але найголовнішим недоліком цього явища є забруднення води дисперсними частинками алюмінію, які, якщо не вжити спеціальних заходів, можуть завдати шкоди тепловому обладнанню.

Мета і задачі досліджень. Метою чинної науково-дослідної роботи є створення експериментального енерго- та ресурсоефективного обладнання та технологічного регламенту електроерозійного коагуляційного очищення води для теплових агрегатів, які унеможливлюють появу нерозчинних ерозійних частинок коагулянт утворюючого металу.

Для досягнення поставленої мети були вирішені наступні основні задачі:

1) створено фізичну модель шару гранул алюмінію у водопровідній воді з урахуванням фізичної природи явищ, які відбуваються при протіканні у ньому імпульсного електричного струму [1, 3];

2) створено нелінійну модель опору шару гранул алюмінію у водопровідній воді та розроблено його заступну електричну схему [3, 9];

3) створено Simulink-модель вихідного кола генератора імпульсів з таким навантаженням, розраховані перехідні процеси в ньому [8] та визначені найбільш імовірні режими одержання плазмоерозійних частинок алюмінію розмірами менше 20 *мкм* [3];

4) розроблено та створено генератор розрядних імпульсів зі стабілізацією їх напруги і тривалості в мікросекундному діапазоні;

5) розроблено і створено експериментальне технологічне обладнання електроерозійного коагуляційного очищення води для теплових агрегатів, яке унеможливлює появу нерозчинних ерозійних частинок алюмінію.

Наукова новизна і практична значимість одержаних результатів. В ході виконання науково-дослідної роботи були отримані наступні наукові і технічні результати. Створено фізичну модель мінімального структурного елемента шару гранул алюмінію у водопровідній воді, до якої входять: усічена алюмінієва напівсфера, плазмовий канал циліндричної форми та прилеглі зони, які заповнені робочою рідиною [1, 3]. З урахуванням скін-ефекту визначені залежності активної складової електричного опору та індуктивності усічених алюмінієвих напівсфер від їх радіусу, висоти ерозійного сегменту і частоти струму [1, 3]. Розраховані залежності індуктивності плазмових каналів від їх геометричних розмірів в діапазоні частот нижче частоти власних поздовжніх коливань плазми. Знайдені залежності електричного опору і ємності прилеглих до усіченої напівсфери і плазмового каналу зон, які заповнені водою, від їх геометричних розмірів.

В ході прямих експериментів отримані залежності питомого електричного опору, дійсної та уявної складових діелектричної проникності колоїдних водних розчинів ерозійних частинок алюмінію від їх температури, а також від напруженості і частоти прикладеного електричного поля. Запропоновані функції, які апроксимують ці залежності з високою точністю та знайдені значення їх коефіцієнтів для широких діапазонів зміни їх аргументів [3, 13].

На основі фізичної моделі і визначених характеристик її складових запропоновано схему заміщення мінімального структурного елемента шару алюмінієвих гранул у воді для широкого діапазону частот розрядних імпульсів, а також визначені умови її узагальнення на весь шар гранул і формули перерахунку електричних параметрів її складових [3].

В результаті аналізу адекватності апроксимації залежності миттєвого значення опору шару гранул алюмінію у водопровідній воді від імпульсного струму, що протікає в ньому, алгебраїчними поліномами як додатних, так і від'ємних степенів, функціями на основі експоненціальних та логарифмічних, запропоновано його нову нелінійну модель. За основу прийнята степенева функція із показником –1. Показано, що фізичний зміст її коефіцієнтів відповідає електричним параметрам схеми заміщення шару гранул для областей низьких і середніх частот струму [3, 5].

З використанням розробленої нелінійної моделі опору шару гранул алюмінію у воді та схеми його заміщення для широкого діапазону частот [3, 8, 9] у програмному середовищі Mathlab Simulink створено модель вихідного кола генератора розрядних імпульсів з таким навантаженням і розраховані перехідні процеси в ньому [8] при зміні ємності накопичувача енергії, початкової напруги на ньому та індуктивності

кола в широких межах [3]. Визначені діапазони змін основних параметрів розрядних імпульсів, придатних для отримання дрібнодисперсної фракції електроерозійних частинок алюмінію у водопровідній воді [3].

На основі аналізу параметрів розрядних імпульсів, які необхідні для отримання дрібнодисперсних фракцій електроерозійних частинок алюмінію, розроблені схеми електричні принципові генератора розрядних імпульсів і створено такий генератор з наступними основними параметрами: максимальне значення середньої потужності на виході P_{max}=2 *кВт*, діапазон регулювання амплітуди напруги імпульсів U_m = 25–550 *В*, діапазон регулювання амплітуди струму імпульсів I_m = 50–1200 *А*, діапазон регулювання тривалості імпульсів τ_u = 1 *мкс*–300 *мкс*, діапазон регулювання періоду імпульсів T = 1 *мс*–1 *с*.

Генератор виконано на сучасній елементній базі. В якості повністю керованих силових ключів використані швидкісні біполярні транзистори з ізольованим затвором [6]. Розрядний контур генератора вперше для таких технологічних навантажень побудований за мостовою схемою, що дало змогу формувати імпульси як позитивної, так і негативної полярності, а також полярності, що чергується. Останній режим особливо важливий для вивчення особливостей електроерозійної коагуляції окремо від електрохімічної коагуляції [3, 13]. В генераторі використовується імпульсний високочастотний заряд ємнісного накопичувача енергії [7, 12], який на відміну від резонансного заряду, що використовується в тиристорних генераторах [11, 12], дозволяє ефективно стабілізувати напругу розрядних імпульсів з точністю не гірше ± 5 % в кожному періоді не залежно від початкових умов накопичувача.

З метою скорочення часу заряду ємнісного накопичувача енергії при обмеженні амплітуди зарядного струму та забезпечення електромагнітної сумісності блоків генератора були створені Orcad–моделі зарядних пристроїв, що керувалися за різними алгоритмами, розраховані перехідні процеси в них та проведено їх критичний аналіз [7]. Було розглянуто наступні алгоритми керування зарядним струмом: широтно-імпульсна модуляція, модуляція з фіксованою тривалістю паузи між імпульсами з обмеженням періоду і без обмеження, а також релейне керування [7]. За результатами аналізу найменшу тривалість заряду забезпечував релейний алгоритм керування, але при його використанні спостерігалась найбільша девіація частоти імпульсів. Широтно-імпульсна модуляція, навпаки, забезпечувала найменшу девіацію частоти зарядних імпульсів та найбільшу тривалість заряду. Алгоритми модуляції з фіксованою тривалістю паузи забезпечили проміжне положення за цими параметрами. З огляду на отримані результати [7] та з урахуванням наявності високочастотного трансформатора в зарядному пристрої, який забезпечував гальванічну розв'язку накопичувача енергії від мережі живлення та узгодження значень напруг, було прийнято рішення використовувати алгоритм широтно-імпульсної модуляції.

Були розроблені та виготовлені розрядні камери установки електроерозійного коагуляційного очищення в системах водопідготовки теплових агрегатів. Я показали випробування, найбільш простими в експлуатації та виготовленні виявились конструкції з вертикальним розташуванням електродної системи. Оптимальна відстань між електродами при використанні алюмінієвих гранул квазісферичної форми діаметром 4 *мм* становила 50–60 *мм*. При використанні шарів гранул висотою 25–50 *мм* найменша їх ширина для забезпечення усталеної роботи при необхідній продуктивності установки до 200 *л/год* становила 60 *мм*. При використанні моношарів гранул алюмінію цей параметр потрібно збільшувати до 240 *мм*.

Були проведені серії експериментів, які підтвердили основні результати моделювання перехідних процесів в розрядному контурі генератора імпульсів. Так зменшення ємності з 200 *мкФ* (режим, характерний для тиристорних генераторів) до 25 *мкФ* призводило до зменшення максимального розміру ерозійних частинок алюмінію з 60 до 18 *мкм*, а зменшення амплітуди напруги розрядних імпульсів з 250 *В* (режим, характерний для тиристорних генераторів) до 100 *В* призводило до зменшення масової частки крупної фракції з 18 % до 10 %. Використання нового електрофізичного підходу – обмеження еволюції плазмових каналів між гранулами стадією стримера за допомогою примусової механічної активації їх шару в процесі електроерозійної обробки [6] в розрядній камері з шириною електродів 140 *мм* дозволило знизити масову частку крупної фракції до 2,5 %. Поєднання примусової механічної активації шару гранул та обмеження тривалості розрядних імпульсів менше 5 *мкс* дозволило знизити масову частку крупної фракції ерозійних частинок алюмінію нижче мінімального порогу їх ідентифікації методом гідродинамічної сепарації, тобто досягти мети науково-дослідної роботи.

Висновки. 1. В результаті виконання науково-дослідної роботи отримала подальший розвиток теорія розрядно-імпульсних систем в напрямку створення адекватних моделей плазмоерозійного навантаження, засад побудови генераторів розрядних імпульсів для такого навантаження, а також розрахунку та дослідження перехідних процесів в них.

2. Створено експериментальне обладнання та технологічний регламент, які планується впровадити в Інституті колоїдної хімії та хімії води НАН України для вивчення і оптимізації технологічних процесів електроерозійного коагуляційного очищення в системах водопідготовки теплових агрегатів.

3. Наукові результати роботи знайшли відображення у 7 статтях та 1 дисертаційній роботі.

1. *Божко И.В., Захарченко С.Н., Кондратенко И.П., Ращепкин А.П., Фальковский Н.И.* Электромагнитные системы в технологии непрерывного литья стали и электроразрядные системы для обеззараживания и очистки воды // Пр. Ін-ту електродинаміки НАН України: Зб. наук. пр. – Київ: ІЕД НАНУ. – 2013. – Вип. № 35, С. 67–81.
2. *Бордюков А.П., Гизбург-Шик Л.Д.* Тепломеханическое оборудование тепловых электростанций. – М.: Энергия. – 1978. – 272 с.
3. *Захарченко С.М.* Електромагнітні процеси в системах плазмоерозійної обробки гетерогенних струмопровідних середовищ: Автореф. дис. докт. техн. наук. – Львів: Львівська політехніка. – 2015. – 41 с.
4. *Захарченко С.М.* Статистичні дослідження еквівалентного електричного опору гетерогенного струмопровідного середовища при його електроерозійній обробці на прикладі гранул алюмінію у воді // Науковий вісник Національного гірничого університету. – 2013. – № 1 (133). – С. 62–67.
5. *Захарченко С.Н.* Моделирование зависимости электрического сопротивления гранулированных токопроводящих сред от протекающего в них импульсного тока // Технічна електродинаміка. – 2012.– № 5.– С. 17–27.
6. *Захарченко С.Н.* Повышение эффективности получения ультрадисперсных частиц металлов объемным электроэрозионным диспергированием их гранул в жидкости // Технічна електродинаміка. – 2013. – № 1. – С. 16–23.
7. *Захарченко С.Н., Руденко Ю.В.* Сравнительный анализ алгоритмов импульсного заряда емкостных накопителей энергии для систем плазмоэрозионной обработки гетерогенных токопроводящих сред // Пр. Ін-ту електродинаміки НАН України: Зб. наук. пр. – Київ: ІЕД НАНУ. – 2014. – Вип. № 37, С. 100–108.
8. *Шидловская Н.А., Захарченко С.Н.* Переходные процессы в RLC-цепи с плазмоэрозионной нагрузкой // Технічна електродинаміка. – 2014. – № 3. – С. 3–11.
9. *Шидловская Н.А., Захарченко С.Н., Черкасский А.П.* Нелинейно-параметрическая модель электрического сопротивления гранулированных токопроводящих сред для широкого диапазона изменений приложенного напряжения // Технічна електродинаміка. – 2014. – № 6. – С. 3–17.
10. *Шидловський А.К., Щерба А.А., Захарченко С.М.* Високоефективна технологія електрофізичної водопідготовки теплових електростанцій та теплоенергоцентралей // Вода і водоочисні технології, – 2003.– № 2(6).– С. 21 – 25.
11. *Шидловский А.К., Щерба А.А., Супруновская Н.И.* Энергетические процессы в электроимпульсных установках с емкостными накопителями энергии. – К.: Интерконтинеталь-Украина, 2009. – 208 с.
12. *Щерба А.А., Захарченко С.Н.* Полупроводниковые адаптивные системы объемной электроискровой обработки материалов и сред // Праці Ін-ту електродинаміки НАНУ. Електроенергетика. – Київ: Вид. Ін-ту електродинаміки НАНУ, – Вип. № 2, – 1999. – С. 66 – 73.
13. *Shydlovska N., Zakharchenko S., Cherkaskyi O.* The influence of electric field parameters and temperature of hydrosols of metals' plasma-erosive particles on their resistance and permittivity // Computational problems of electrical engineering. – 2014. – Vol. 4, № 2. – Pp. 77 – 84.

Р О З Д І Л 6

Створення систем моніторингу технічного стану трубопроводів і об'єктів газо- та нафтопереробної промисловості

Керівник розділу – чл.-кор. НАН України А.Я. Красовський

ПРОЕКТ 6.1

Оцінка напруженого стану в околі локальних і довгих неправильностей форми труби та встановлення їх допустимих величин в документах на проектування та експлуатацію магістральних трубопроводів

УДК 539.4

ВИМІРЮВАННЯ НЕКРУГЛОСТІ ФОРМИ ПОПЕРЕЧНОГО ПЕРЕРІЗУ ТРУБИ ТА АНАЛІЗ ДОДАТКОВИХ ЛОКАЛЬНИХ НАПРУЖЕНЬ ВІД ДІЇ ВНУТРІШНЬОГО ТИСКУ

А.В. БОГДАН, канд. техн. наук, **І.В. ОРИНЯК,** д-р техн. наук, професор,
С.М. АГЄЄВ, канд. техн. наук, **А.С. БАТУРА,** канд. техн. наук
(Ін-т проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України)

В статті обговорюються недоліки існуючих в стандартах процедур визначення некруглості форми поперечного перерізу труб. Такі відхилення є трьох видів: неперервна типу «овальність» може бути представлена у вигляді ряду Фур'є; кутова неспіввісність; осьова неспіввісність. Зважаючи на це, розроблено загальний підхід до оцінки додаткових локальних напружень в трубах з дефектами форми та запропоновано ефективні методи первинної обробки даних, які враховують наявність всіх трьох видів відхилення форми. Описується принцип дії створеного технічного засобу для їх практичного вимірювання. Надаються результати експериментальних вимірювань некруглості труб великого діаметру. Крім того, на основі підходу Чжена та Фінні в геометрично нелінійній постановці отримано вирази для розрахунку КІН в трубі з тріщиною та при наявності початкової некруглості форми поперечного перерізу. Отримані результати підтверджені як експериментальними дослідженнями, так і розрахунками з використанням методу скінченних елементів.

Ключові слова: *магістральний газопровід, некруглість, неспіввісність, концентрація напружень, локальні згинальні напруження, оболонка, зварний шов, напружений стан, тріщина.*

Вступ. Конструкція тонкостінних труб розрахована з умов здатності витримувати мембранні напруження, викликані внутрішнім тиском, осьової силою, глобальними згинальним та крутним моментами. Однак, іноді дія локальних навантажень спричиняє деформування труби як оболонки (або кільця в двомірному випадку). Зазначимо, що окрім зосередженої сили цей тип поведінки труби може бути викликаний також локальною недосконалістю форми поперечного перерізу. Для двомірного випадку це може бути неспіввісність поздовжнього зварного шва або овальність поперечного перерізу труби.

Поведінка оболонки (кільця) характеризується локальними згинальними моментами та спричинена кривизнами в окружному напрямку. Це означає, що в цьому випадку напрями осей дії зусиль відмінні від початкового (недеформованого) стану. Таким чином, початкові великі мембранні напруження, які діяли в напрямках вихідних недеформованих осей ідеального циліндра будуть мати ненульові проекції в перпендикулярному напрямку до деформованих осей та призведуть до виникнення поперечної сили, що у свою чергу викличе локальний згинальний момент і, як результат, додаткові кривизни.

Тип аналізу напруженого стану, коли в деформованій геометрії враховується лише поява додаткових поперечних сил є найпростішим з точки зору геометричної не лінійності та дуже часто застосовується на практиці, оскільки охоплює основні особливості деформування і може бути зведений до системи лінійних рівнянь. Підтвердженням сказаного є два механізми геометричної нелінійності, які вже внесені до нормативних документів ASME [1]. Перший з них стосується врахування зниження податливості згинів труб при дії внутрішнього тиску [1]. Другий механізм передбачає збільшення додаткового локального згинального напруження вигину при дії внутрішнього тиску в трубі з початковою недосконалістю форми поперечного перерізу (в термінології API 579 «out-of-roundness» [2]). Відзначимо, що для обох згаданих випадків має місце ефект відновлення круглої форми поперечного перерізу та зниження локальної податливості. Оскільки, тріщина може розглядатися як сконцентрована податливість,

© А.В. БОГДАН, І.В. ОРИНЯК, С.М. АГЄЄВ, А.С. БАТУРА, 2015

то цілком природно очікувати, що коефіцієнт інтенсивності напружень (КІН) повинен вирости нелінійно від прикладеного навантаження.

Зазначимо, що врахування геометричної нелінійності при деформуванні тонкостінної оболонки, навантаженої тиском, досить широко представлено в літературі [3-6]. Тим не менше, ці дослідження базуються на рішенні рівнянь типу $d^2w/dx^2 + k^2w = 0$, яке не є універсальним і дозволяє отримувати коректні розв'язки лише для симетричних дефекти. Такі розв'язки є науковою основою для рекомендацій, наведених в документі API 579 [2] для будь-якого типу дефекту. Відзначимо, що проблеми, які виникають при використанні такого підходу вже обговорювалися в нашій роботі [7].

В даній роботі представлено основні етапи універсального підходу до розв'язку система лінеаризованих диференціальних рівнянь 6-го порядку для криволінійної балки та приклади його застосування для аналізу напруженого стану труб з різними типами дефектів форми. Крім того, в роботі створена коректна процедура вимірювання форми поперечного перерізу труби, що дозволяє проводити вимірювання відносно системи координат, яка не обов'язково співпадає з геометричним центром перерізу та враховувати наявність різних типів дефектів (наприклад, осьова та кутова неспіввісності поздовжнього зварного шва). Структура наступних розділів полягає в наступному. Спочатку аналізується розрахунок КІН для труб з некруглістю форми та тріщиною. З цією метою застосовується підхід Чжена та Фінні [8], де тріщина розглядається як зосереджена податливість. Для верифікації отриманих виразів для КІН виконується геометрично нелінійний розрахунок КІН з використанням методу скінченних елементів (МСЕ). Крім того, в роботі представлено експериментальне дослідження напруженого стану труб з дефектами форми поперечного перерізу.

1. Розрахунок напруженого стану труб з дефектами форми поперечного перерізу

1.1. Загальний підхід до аналізу напруженого стану трубопроводів з дефектами форми

Розглянемо трубопровід з поперечним перерізом, радіус-вектор серединної поверхні якого описується в полярних координатах рівнянням $R(\varphi)$ (див. рис. 1):

$$R(\phi) = R_0\left(1 + A(\phi)\right), \tag{1}$$

де вважається, що форма перерізу незначно відрізняється від круглої форми, тобто $|A(\varphi)| << 1$. З врахуванням цієї умови легко показати, що диференціал дуги ds

$$ds = \sqrt{R^2 + R'^2}\,d\phi \approx R(\phi)\,d\phi. \tag{2}$$

Тоді рівняння для початкової кривизни спрощується

$$K = \frac{1}{\rho} \approx \frac{1}{R}\left(1 - \frac{R''}{R}\right), \tag{3}$$

де введено поняття поточного радіуса кривизни ρ.

Запишемо 6 диференціальних рівнянь кільця, що описують його деформування

$$\frac{dQ}{R(\phi)d\phi} + \frac{N}{\rho} = -p;\ \frac{dN}{R(\phi)d\phi} - \frac{Q}{\rho} = 0;\ \frac{dM}{R(\phi)d\phi} = Q; \tag{4}$$

$$\frac{d\theta}{R(\phi)d\phi} = \frac{M}{E'J};\ -\frac{dv}{R(\phi)d\phi} + \frac{w}{\rho} = 0;\ \frac{dw}{Rd\phi} + \frac{v}{\rho} = \theta, \tag{5}$$

де p – внутрішній тиск; $E' = \dfrac{E}{1-\nu^2}$ – приведений модуль Юнга; E – модуль Юнга; ν – коефіцієнт Пуассона; J – момент інерції елемента довжини дуги; Q – перерізуюча сила; N – поздовжня сила; M – згинальний момент; θ – кут повороту елементарної ділянки поперечного перерізу трубопроводу; v, w – переміщення вздовж дотичної і нормалі до контуру поперечного перерізу відповідно. Додатні напрямки

геометричних і силових характеристик поперечного перерізу трубопроводу приведено на рис. 1. При розв'язку будемо враховувати зміну кривизни кільця в результаті дії згинальних моментів, тобто задача деформування розглядається в геометрично нелінійній постановці:

$$\frac{1}{\rho}=\frac{1}{R}\left(1-\frac{R''}{R}\right)+\frac{M}{E'J}. \tag{6}$$

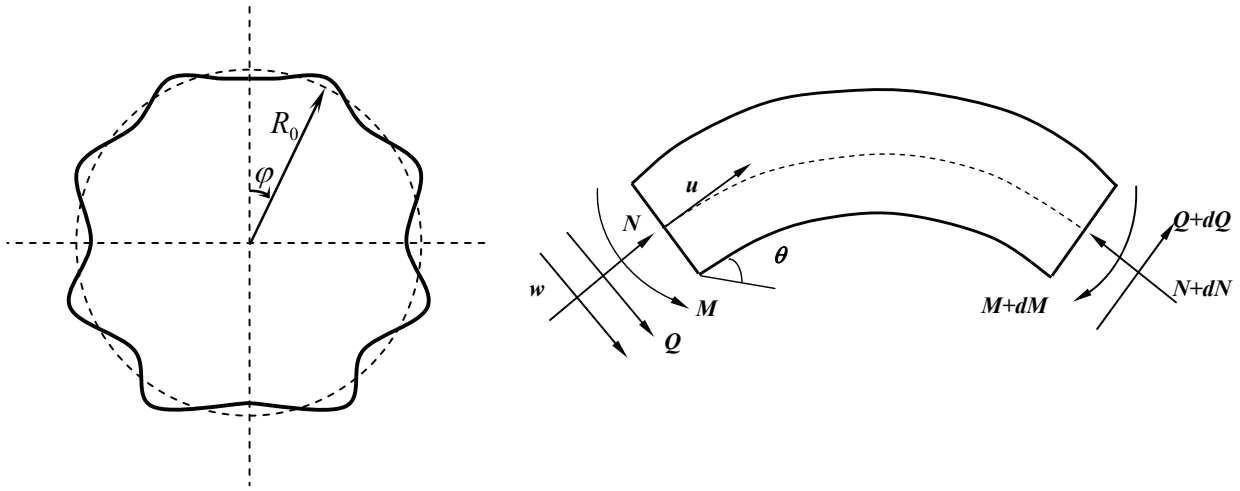


Рис. 1. Система знаків при деформуванні трубопроводу з некруглістю форми поперечного перерізу

Невідоме значення поздовжньої сили N будемо шукати у вигляді суми номінальної сили від внутрішнього тиску $N_0=-pR_0=const$ і додаткової сили N_{add}:

$$N=N_0+N_{add},\ N_0>>N_{add}. \tag{7}$$

Зважаючи на це, можна показати, що врахування зміни кривизни (6) є істотним тільки в першій умові рівноваги. Таким чином, в аналітичній постановці маємо замість (4) і (5) наступну наближену систему рівнянь:

$$\frac{dQ}{R_0 d\phi}+\frac{N_{add}}{R_0}-\frac{pR_0^2M}{E'J}=PR_0\left(A(\phi)+A''(\phi)\right);$$
$$\frac{dN_{add}}{R_0 d\phi}-\frac{Q}{R_0}=0\ ;\qquad \frac{dM}{R_0 d\phi}=Q; \tag{8а}$$

$$\frac{d\theta}{R_0 d\phi}=\frac{M}{E'J};\quad -\frac{dv}{d\phi}+w=0;\quad \frac{dw}{d\phi}+v=\theta R_0. \tag{8б}$$

Підставляючи два останніх рівняння (8а) у перше, отримаємо:

$$Q''+\chi^2 Q=PR_0\left(A'(\phi)+A'''(\phi)\right),\ \chi^2=1-\frac{pR_0^3}{E'J}=1-\bar{p} \tag{9}$$

де для зручності введений безрозмірний тиск $\bar{p}=\dfrac{pR_0^3}{E'J}$.

Детальний розв'язок системи рівнянь (8) наведений в роботі [9]. Тут вкажемо лише на деякі особливості його структури. Загальний розв'язок рівнянь (8) представляється у вигляді векторної рівності:

$$S=S^0+\bar{S}+\tilde{S}, \tag{10}$$

де $S=(Q,N,M,\theta,v,w)$; S^0 – загальний розв'язок однорідного рівняння як для криволінійної балки в геометрично нелінійній постановці [9]; $\overline{S}$ – частинний розв'язок, який залежить від виду функції $A(\varphi)$ і знаходиться з використанням методів розв'язку лінійних диференціальних рівнянь; $\widetilde{S}$ – розв'язок, необхідний для побудови загального частинного розв'язку $S^*=\overline{S}+\widetilde{S}$, який перетворюється в нуль в точці з кутовою координатою $\varphi=0$. Відмітимо, що розв'язок $\widetilde{S}$ відрізняється для випадків $\chi^2>0$ і $\chi^2<0$. Прийнята структура загального розв'язку з використанням граничних умов, які характеризують дефект форми поперечного перерізу дозволяє знайти всі силові та геометричні параметри в кожній точці поперечного перерізу трубопроводу.

1.2. Оцінка міцності труби з початковим відхиленням від круглої форми поперечного перерізу

Розглянемо трубопровід з поперечним перерізом, радіус-вектор серединної поверхні якого описується в полярних координатах залежністю

$$R(\phi)=R_0\left(1+\sum_{n=1}^{\infty}A_n\cos n\phi+\sum_{n=1}^{\infty}B_n\sin n\phi\right), \tag{11}$$

де вважається, що форма перерізу незначно відрізняється від круглої форми, тобто

$$A_n^2, B_n^2 \ll 1. \tag{12}$$

Використання загального підходу, описаного в п. 1.1, дозволяє знайти вираз для напружень від наявності некруглості форми поперечного перерізу:

$$\sigma(\phi)=-\frac{pR_0}{t}\sum_{n=2}6\frac{R_0}{t}\left(a_n\cos n\phi+b_n\sin n\phi\right), \tag{13}$$

де $a_n=\dfrac{(n^2-1)A_n}{n^2-\mu^2}$; $b_n=\dfrac{(n^2-1)B_n}{n^2-\mu^2}$; $\mu=\sqrt{\left|1-\dfrac{pR_0^3}{E'J}\right|}$; $E'=\dfrac{E}{1-\nu^2}$; ν – коефіцієнт Пуассона. Тоді, якщо, наприклад, $R(\varphi)=R_m+A_2\cos 2\varphi$, то максимальні додаткові напруження визначаються за допомогою виразу

$$\sigma_M=\frac{6M(\phi)}{t^2}=-\frac{pR_0}{t}6\left(\frac{3}{4-\mu^2}\right)\frac{R_0A_2}{t}. \tag{14}$$

З (14) можна отримати, що при зростання внутрішнього тиску максимальні додаткові напруження прямують до певної асимптотичної величини:

$$\sigma_{as}=1,5E\frac{tA_2}{R_0}, \tag{15}$$

яка не залежить від величини прикладеного внутрішнього тиску. Наприклад, для трубопроводу з радіусом $R_0=0{,}61м$, товщиною стінки $t=0{,}012м$, модулем Юнга $E=2\cdot10^5\,МПа$ та регламентованим відхиленням $R_0A_2=t$ (див. табл. 1) асимптотична величина $\sigma_{as}=116МПа$, тобто додаткові напруження при робочих тисках, які рівні 5-6 МПа, можуть складати близько 30 % від номінальних напружень від тиску.

Таблиця 1. Регламентовані розміри дефектів форми труб [10]

Характеристика	Допустима величина
Граничне відхилення овальності кінцевих ділянок труб номінального діаметра	≤0.01*D*, (*D* – номінальний зовнішній діаметр)
Зміщення поздовжніх крайок	≤0.1*t*, (*t* – товщина стінки)

1.3. Оцінка міцності труби з осьовою неспіввісністю поздовжнього зварного шва

Одним з поширених дефектів при виготовленні прямошовних труб є неспіввісність поздовжнього зварного шва. Припустимо, що в результаті виготовлення прямошовної труби виникла деяка неспіввісність поздовжнього зварного шва *d* (рис. 2). Знайдемо, які додаткові напруження виникають в трубопроводі за наявності такого дефекту при дії внутрішнього тиску. Очевидно, що для використання загального підходу, описаного в п. 1.1 необхідно задати початкову геометрію поперечного перерізу трубопроводу, викликану неспіввісністю. Припустимо, що дефектна геометрія трубопроводу є наслідком розрізування ідеально круглої труби з радіусом R_0 в точці з координатою $\varphi = 0$ і зміщення точки з координатою $\varphi = 2\pi$ на величину *d* вертикально вгору. Тоді з використанням підходу (без врахування дії внутрішнього тиску), прийнятого в 1.1, знайдемо, що відповідні йому неперервні переміщення по колу поперечного перерізу

$$w = \vec{R}_d = \frac{d}{2\pi}\left(\phi\cos\phi - \sin\phi\right),\ \varphi = 2\pi l / L \tag{16}$$

або вводячи для зручності безрозмірну функцію $\vec{r}_d(l) : \vec{R}_d = d \cdot \vec{r}_d(l)$.

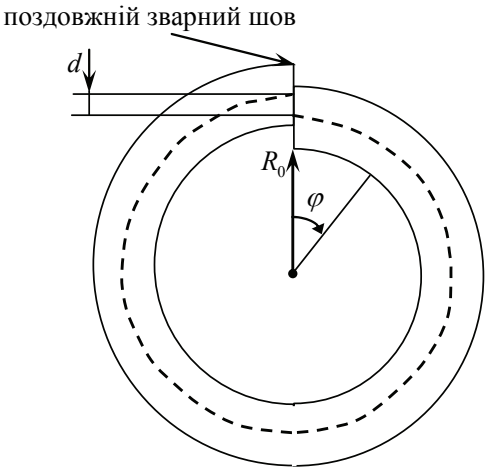


Рис. 2. Ілюстрація стрибка переміщень

Знайдений розподіл переміщень дозволяє визначити розподіл початкової кривизни від наявності неспіввісності. Для пошуку невідомих значень силових та геометричних параметрів від дії внутрішнього тиску використовуються наступні граничні умови в точці з координатою $\varphi = 0$:

$$\theta_0 = 0; v_0 = 0; w_0 = 0;\ \theta(2\pi) = 0; v(2\pi) = 0; w(2\pi) = 0\,. \tag{17}$$

З використання загального підходу п.1.1 та граничних умов (17) знайдемо розподіл переміщень по колу поперечного перерізу:

$$\sigma_d = \frac{pR_0}{t} 3\frac{d}{t}\left(\left(ctg\mu\pi + \frac{2}{\pi\mu\left(\mu^2 - 1\right)}\right)\sin\mu\phi - \cos\mu\phi - \frac{2}{\pi\left(\mu^2 - 1\right)}\sin\phi\right),\ 1 - \frac{pR_0^3}{E'J} > 0\,; \tag{18а}$$

$$\sigma_d = \frac{pR_0}{t} 3\frac{d}{t}\left(\left(cth\mu\pi - \frac{2}{\pi\mu\left(\mu^2 + 1\right)}\right)sh\mu\phi - ch\mu\phi + \frac{2}{\pi\left(\mu^2 + 1\right)}\sin\phi\right),\ 1 - \frac{pR_0^3}{E'J} < 0\,. \tag{18б}$$

На рис. 3 представлено графік розподілу безрозмірних додаткових згинальних моментів m по колу поперечного перерізу трубопроводу. Безрозмірний момент представляється у вигляді згинального моменту M, нормованого величиною $M_0 = pR_0 d/t$. Це означає, що величина згинального моменту, який виникає в поперечному перерізу пропорційна прикладеному внутрішньому тиску і зменшується до

нуля при віддаленні від дефектної частини. Крім того, як видно з рис. 3 значення згинального моменту швидше затухає при збільшенні внутрішнього тиску.

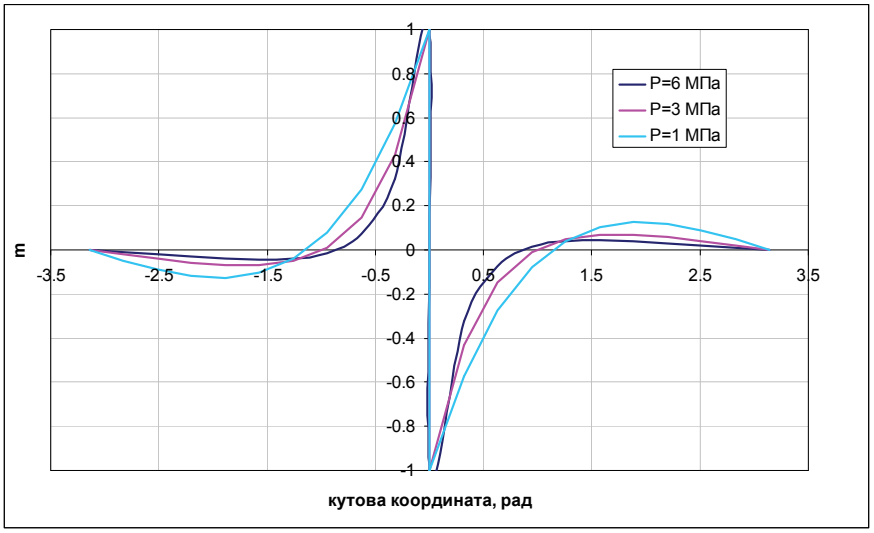


Рис. 3. Розподіл згинальних моментів по колу поперечного перерізу трубопроводу з осьовою неспіввісністю поздовжнього зварного шва

З іншого боку отриманий результат з врахуванням прийнятої на рис. 1 системи знаків показує, що розглядуваний дефект збільшує на зовнішній поверхні, що контактує з середовищем, існуючі номінальні окружні напруження від внутрішнього тиску на ділянці, початок якої знаходиться на нижній сходинці осьової неспіввісності поздовжнього зварного шва. Одним з підтверджень отриманого результату є поздовжня тріщина довжиною 3000мм і глибиною 5мм, яка була знайдена на 3871,81 км прямошовної труби магістрального газопроводу «Уренгой-Помари-Ужгород» з осьовою неспіввісністю поздовжнього зварного шва (рис. 4). По колу поперечного перерізу труби тріщина розташована на нижній сходинці неспіввісності. Звертаючись знову до даних табл. 1, бачимо, що регламентована величина зміщення поздовжніх крайок може складати $l = 0{,}1t$. Тоді отримаємо, що додаткові напруження досягають 30 % від номінальних напружень від тиску.

Рис. 4. Стрес-корозійна тріщина на нижній частині дефекту форми «неспіввісність поздовжнього зварного шва»

1.4. Оцінка міцності труби з кутовою неспіввісністю поздовжнього зварного шва

Часто при виготовленні прямошовних труб виникає кутова співвісність поздовжнього зварного шва (рис. 5). Знайдемо, які додаткові напруження діють в трубопроводі за наявності такого дефекту від внутрішнього тиску. Як і при дослідженнях, проведених в п. 1.3, визначимо початкову геометрію поперечного перерізу трубопроводу з кутовою неспіввісністю поздовжнього зварного шва. Припустимо, що дефектна геометрія трубопроводу є наслідком розрізування ідеально круглої труби з радіусом R_0 в точці з координатою $\varphi = 0$ і зміщення отриманих кінців вертикально вгору на кут ψ. Тоді з використанням підходу (без врахування дії внутрішнього тиску), прийнятого в 1.1, знайдемо, що відповідні йому неперервні переміщення по колу поперечного перерізу

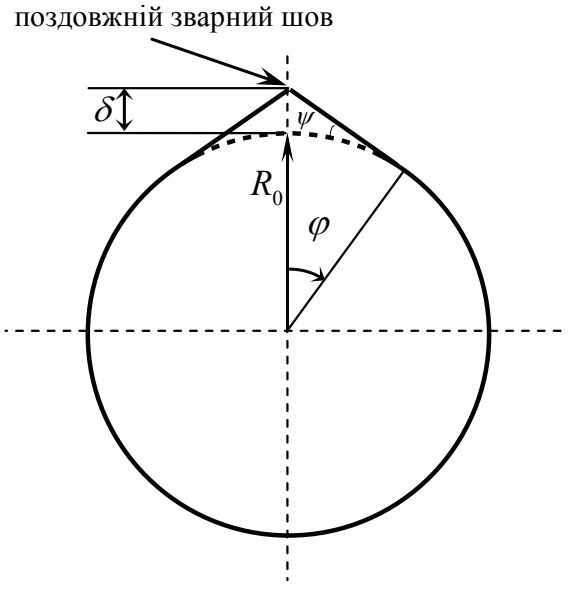


Рис. 5. Ілюстрація стрибка кутів

$$w = \vec{R}_{\psi} = \psi R_0 \left(\sin\phi + \frac{2}{\pi}\left(1 - \cos\phi - \frac{\phi \sin\phi}{2}\right) - \frac{3}{\pi}\left(1 - \cos\phi\right)\right),\ \phi = 2\pi l / L, \tag{19}$$

або аналогічно як і для осьової неспіввісності $\vec{R}_{\psi} = \psi \cdot \vec{r}_{\psi}(l)$.

Знайдений розподіл переміщень дозволяє визначити розподіл початкової кривизни від наявності неспіввісності. Для пошуку невідомих значень силових та геометричних параметрів від дії внутрішнього тиску використовуються наступні граничні умови в точці з координатою $\varphi = 0$:

$$Q_0 = pR_0\theta_d;\ \theta(\pi) = 0; v(\pi) = 0. \tag{20}$$

З використання загального підходу п.1.1 та граничних умов (20) знайдемо розподіл переміщень по колу поперечного перерізу:

$$\sigma_{\psi} = \frac{pR_0}{t} 6 \frac{\psi R_0}{t}\left(\frac{\sin\mu\phi}{\mu} - ctg\mu\pi \frac{\cos\mu\phi}{\mu} + \frac{2}{\pi\left(1-\mu^2\right)}\cos\phi - \frac{1}{\pi\mu^2}\right),\ 1 - \frac{pR_0^3}{E'J} > 0; \tag{21а}$$

$$\sigma_{\psi} = \frac{pR_0}{t} 6 \frac{\psi R_0}{t}\left(\frac{sh\mu\phi}{\mu} + \frac{2 - \mu\pi cth\mu\pi}{\mu^2\pi} ch\mu\phi + \frac{2}{\pi\left(1+\mu^2\right)}\cos\phi - \frac{1}{\pi\mu^2}\right),\ 1 - \frac{pR_0^3}{E'J} < 0. \tag{21б}$$

З (21) випливає, що при зростанні внутрішнього тиску ($p \to +\infty$) в точці з координатою $\varphi = 0$:

$$\lim_{\mu \to +\infty} \sigma \to \frac{6E'J}{t^2 R_0}\psi\mu = E\frac{t\psi}{2R_0}\mu. \tag{22}$$

Формула (22) дуже зручна в застосуванні, адже множник $0.5t\psi / R_0$ характеризує геометрію дефекту, а множник μ – рівень навантаження, що пропорційний $\sqrt{p}$. Зауважимо, що в стандарті API 579 [2] формули розрахунку є не тільки неправильними, але і досить складними при практичному застосуванні.

2. Тріщина в трубопроводі з не круглою формою поперечного перерізу

В розділі 1 досліджувався вплив на напружений стану трубопроводу дефектів форми поперечного перерізу. Розглянемо вплив не круглості поперечного перерізу ($R(\varphi) = R_0 + \beta_2 t \cos 2\varphi$) на визначення коефіцієнтів інтенсивності напружень (КІН) для труби з тріщиною. Згідно результатів роботи [11] КІН в трубі з некруглою формою поперечного перерізу та тріщиною визначаються за допомогою співвідношення:

$$\frac{K_I t}{pR\sqrt{\pi a}} = Y_p(\alpha, \bar{p}) = Y_N(\alpha)\left(1 - \frac{\beta_N(\alpha)\cdot Y_M(\alpha)}{Y_N(\alpha)\cdot\left(R_0\lambda(\bar{p})/(9t) + \beta_M(\alpha)\right)}\right) + \frac{1}{n}$$

$$\frac{6\beta_2}{1+\bar{p}/3}\cos 2\phi \cdot Y_M(\alpha)\left(1 - \frac{\beta_M(\alpha)}{\left(R_0\lambda(\bar{p})/(9t) + \beta_M(\alpha)\right)}\right)$$

Для оцінки впливу геометричної нелінійності цікавим є визначення двох безрозмірних параметрів:

$$\gamma(\alpha, \bar{p}, \beta_2) = \frac{Y_p(\alpha, \bar{p}, \beta_2)}{Y_p(\alpha, \bar{p}=0, \beta_2=0)} \quad \text{та} \quad \gamma_1(\alpha, \bar{p}, \beta_2) = \frac{Y_p(\alpha, \bar{p}, \beta_2)}{Y_p(\alpha, \bar{p}=0, \beta_2)}.$$

Для числового моделювання МСЕ використовувався ABAQUS [12] з можливістю врахування геометричної нелінійності. Геометричні характеристики труби наступні: $R = 300$, $t = 10$, $\alpha = 0.5$. Розглядається два випадки некруглості поперечного перерізу:

а) $\beta_2 = 0.5$, тобто $a = 305$, $b = 295$, рис. 6. Це означає, що згинальні напруження відкривають тріщину та збільшують значення КІН.

б) $\beta_2 = -0.5$, тобто $b = 305$, $a = 295$, рис. 6. Це означає, що згинальні напруження закривають тріщину та знижують значення КІН.

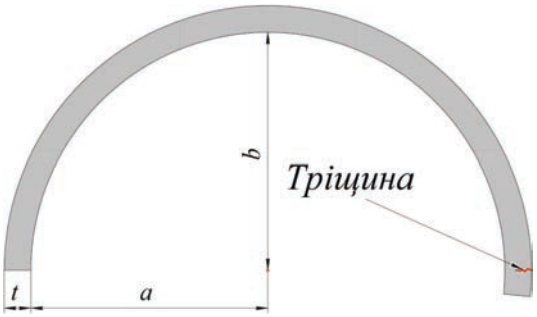


Рис. 6. Форма поперечного перерізу

Результати розрахунку безрозмірних КІН $\gamma(\alpha, \bar{p}, \beta_2)$ для різної геометрії поперечного перерізу представлено на рис. 7. Крім того, на рис. 7 представлено нормовані на КІН для ідеального кола (без врахування некруглості, як зазвичай робиться на практиці). На рис. 8 наведено результати оцінки $\gamma(\alpha, \bar{p}, \beta_2)$ для геометрії а) з використанням МСЕ.

З отриманих результатів бачимо, що значення КІН при малих значеннях внутрішнього тиску повністю залежать від початкової некруглості форми. Однак, при зростанні внутрішнього тиску вплив некруглості форми знижується і безрозмірні значення КІН є співставними з відповідними КІН для ідеального кола.

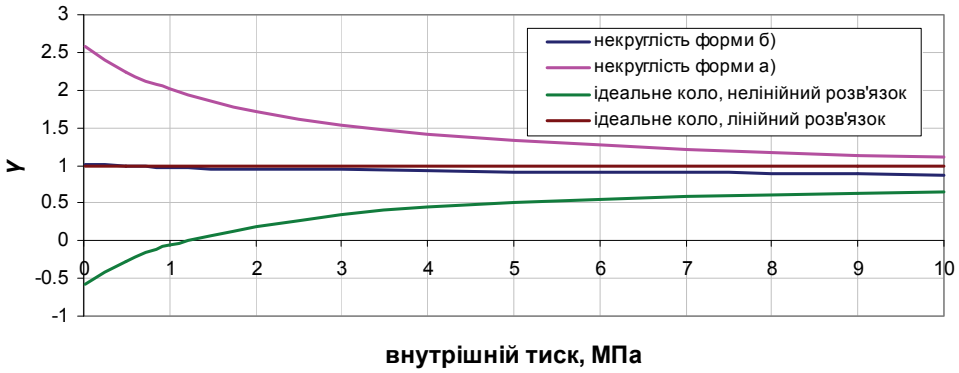


Рис. 7. Безрозмірні значення КІН з врахуванням додаткового локального моменту від некруглості форми поперечного перерізу

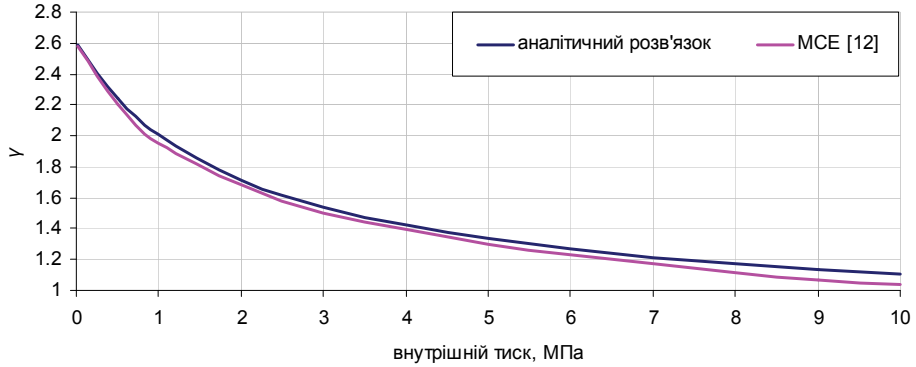


Рис. 8. Безрозмірний КІН для геометрії а), розрахований з використанням аналітичних виразів та за допомогою МСЕ [12]

3. Процедура вимірювання форми поперечного перерізу трубопроводу

3.1. Процедура вимірювання відхилення згідно API 579.

Опишемо і продемонструємо процедуру первинної обробки вимірювань форми поперечного перерізу труби. В документі API 579 [2] дається відповідний рисунок, представлений на рис 9. Вважається, що всередині труби вибирається якийсь довільний центр відліку (точка O_0 на рис. 9) і початковий промінь (лінія O_0A_0 на рис. 9), відносно якого вимірюється кут. Далі визначаються радіальні положення (радіуси $R_i(\theta_i)$, тобто відстані від точки O_1) послідовного набору точок A_0, A_1, $A_2 \ldots A_N$, розташованих через рівні кутові проміжки $\Delta\theta = 2\pi / N$, тобто кожна точка A_i має кутову координату $\theta_i = i \cdot \Delta\theta$, причому $A_0 = A_N$. Забігаючи наперед, вкажемо, що вказаний спосіб збору первинних даних найбільш легко реалізується на практиці.

Проблеми починаються з находження уточненого реального центру перерізу. В тексті документу говориться, що точки виміру повинні бути рівномірно розподілені (evenly spaced intervals) по контуру січення. Проте, рівномірність інтервалів по куту автоматично не означає рівномірність інтервалів по довжині контуру. Покажемо це на прикладі. Нехай маємо поперечний переріз ідеально кругової форми радіуса 1. Однак, з зрозумілих причин центр відліку зміщений на величину ε. Рівняння перерізу, який ми вимірюємо, має вигляд $x^2 + (y + \varepsilon)^2 = 1$. Згенеруємо чисельно N точок контуру, розташованих на променях, з інтервалом $\Delta\theta = 2\pi / N$ і визначимо набір значень $R_i(\theta_i)$. Знайдемо уточнене рівняння контуру в формі [2]:

$$R(\theta) = R_m + A_1 \cos\theta + B_1 \sin\theta + \Delta R(\theta), \qquad (23^a)$$

де R_m – середнє (розрахункове) значення радіусу; A_1 та B_1 – це зміщення центру по осях *x* та *y* відповідно; $\Delta R(\theta)$ – додаткові відхилення від ідеальної форми. В документі [2] даються наступні рівняння

$$R_m = \frac{1}{N}\sum_{i=1}^{N} R_i(\theta_i)\,,\ A_1 = \frac{2}{N}\sum_{i=1}^{N} R_i(\theta_i)\cos\theta_i\,,\ B_1 = \frac{2}{N}\sum_{i=1}^{N} R_i(\theta_i)\sin\theta_i\,. \qquad (23^{б})$$

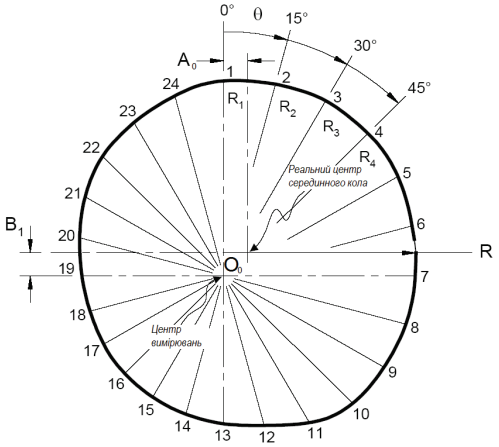


Рис. 9. Метод вимірювання некруглості форми трубопроводу згідно API 579 [2]

Додаткові відхилення $\Delta R(\theta)$ і є, по суті, відхиленнями форми, що визивають додаткові напруження, і також представляються рядом, як і ($23^{б}$):

$$A_k = \frac{2}{N}\sum_{i=1}^{N} \Delta R_i(\theta_i)\cos k\theta_i\,,\ B_k = \frac{2}{N}\sum_{i=1}^{N} \Delta R_i(\theta_i)\sin k\theta_i\,,\ k = 2,3...K\,. \qquad (23^{в})$$

В табл. 2 представлені дані визначення значень R_m та A_k, оскільки $B_k \equiv 0$ в силу симетрії контуру відносно осі ординат. Цей чисельний експеримент наочно демонструє недоліки процедури оброблення первинних даних замірів форми контуру. Ненульові значення A_k при $k \geq 2$ формально в наступній процедурі розрахунку будуть давати додаткові напруження, яких насправді немає. Ці уявні напруження можуть бути достатньо великими, щоб прийняти технічно неправильне рішення. З (15) та даних табл. 2 випливає, що для трубопроводу з радіусом $R_0 = 0{,}71м$, товщиною стінки $t = 0{,}0157м$, модулем Юнга $E = 2\cdot 10^5\,МПа$ рівень фіктивних напружень, наприклад, при $\Delta = 0{,}2$ може досягати 66 МПа.

Таблиця 2. Результати обчислення коефіцієнтів форми кола згідно API 579 [2]

Δ	R_m	A_2	A_4
0	1	0	0
0,05	0.999375	-6.25e-04	-9.78e-08
0,1	0.997495	-2.51e-03	-1.57e-06
0,15	0.994351	-5.66e-03	-8.05e-06
0,2	0.989924	-1.01e-02	-2.58e-05
0,25	0.984187	-1.59e-02	-6.40e-05

3.2. Вимірювання відхилення форми з врахуванням довжини контуру

Причиною похибки, як ми вказували вище, є те, що рівномірне розташування точок виміру по куту не означає їх рівномірний розподіл по довжині контуру. Зважаючи на це важливим є розробка ефективної математичної обробки даних, повністю узгодженої з процедурою подальших розрахунків напруженого стану. Суть її є наступною:

1. Проводиться збір первинної інформації, як в описаній вище процедурі по API 579, що дає набір значень $R_i(\theta_i)$.

2. Проводиться первинна чорнова обробка даних в вигляді розкладу в ряд Фур'є по кутовій координаті до 10-12 членів розкладу. Ця допоміжна процедура має на меті лише одне – згладжування можливих похибок при визначенні довжини кожного елементарного інтервалу (між точками виміру).

3. Визначаються довжини елементарних ділянок Δl_i, між точками замірів i та $i+1$. Для цього замість реальних (виміряних) значень $R_i(\theta_i)$ в точках вимірювань використовуються розраховані в п.2 уточнені теоретичні значення $\overline{R}_i(\theta_i)$ за розкладом Фур'є. Елементарні довжини визначаються як

$$\Delta l_i = \sqrt{\left(\bar{R}_i(\theta_i)\right)^2 \cdot \left(\Delta\theta\right)^2 + \left(\bar{R}_{i+1}(\theta_{i+1}) - \bar{R}_i(\theta_i)\right)^2}\ . \qquad (24)$$

4. Знаходиться повна довжина контуру січення L, координата середини кожної елементарної ділянки l_i та середнє значення радіуса на цій ділянці $\widehat{R}_i$: $L = \sum_{i=1}^{N} \Delta l_i$, $l_i = \sum_{m=1}^{i-1} \Delta l_m + \Delta l_i / 2$, $\widehat{R}_i = \left(R_{i+1} + R_i\right)/2$. Зауважимо, що в останній формулі використовуються «правильні», тобто виміряні значення $R_i(\theta_i)$.

5. Визначається коефіцієнти «правильного» розкладу $\widehat{R}_m = \frac{1}{L}\sum_{i=1}^{N} \widehat{R}_i(\theta_i)\Delta l_i$ як середнє значення радіусу труби та $\widehat{A}_k = \frac{2}{N}\sum_{i=1}^{N} \widehat{R}_i(\theta_i)\cos\left(kl_i / L\right)\Delta l_i$, $\widehat{B}_k = \frac{2}{N}\sum_{i=1}^{N} \widehat{R}_i(\theta_i)\sin\left(kl_i / L\right)\Delta l_i$, $k = 1,2,3...\widehat{K}$ як коефіцієнти розкладу в ряд Фур'є. Зауважимо, що коефіцієнти при $k = 1$ описують не зміну форми, а лише зміщення поперечного перерізу як єдиної фігури. Найпростіша перевірка запропонованої процедури проводиться на вказаному в п. 3.1 штучно згенерованому тесті для ідеального поперечного перерізу. Результати ми не представляємо, бо вони прогнозовані і дають ідеальне співпадіння отриманої форми з початковою при всіх розглянутих $\varepsilon \le 0.4$.

3.3. Загальна процедура для визначення відхилення форми та зміщення кромок поздовжнього шва

Більш складною є проблема одночасного вимірювання всіх трьох складових неправильності геометрії – розглянутого вище неперервного відхилення, що, зокрема може бути описаним рядом Фур'є, та кутової і осьової неспіввісностей. Складності полягають в наступному:

- спроби описати геометрію зі стрибками за допомогою рядів Фур'є є неправильними, оскільки такий ряд принципово не може дати правильні значення стрибків функцій, а також похідних цих функцій в околі особливих точок.

- вимірювання стрибків кутів і переміщень зазвичай відбувається за допомогою інших технічних засобів. При цьому труба чи оболонка можуть мати і неперервні (по Фур'є) неправильності форми, що вимірюються по процедурі 3.1. Стрибки кута і переміщень в певних точках не можуть бути самі по собі без подальшого неперервного по Фур'є викривлення геометрії, оскільки в такому разі контур не замкнеться!

В залежності від технічного способу одночасного вимірювання неперервних та стрибкоподібних відхилень є два шляхи вирішення проблеми їх врахування.

Перший метод. Окремо вимірюються положення точок $R_i(\theta_i)$, і за допомогою інших засобів однозначно визначається стрибки переміщень d і кута ψ. Для точок $R_i(\theta_i)$ по процедурі п. 3.2. проводиться первинна обробка даних, визначаються елементарні довжини (24), повна довжина, координати середин ділянок та їх середні радіуси. Середні значення радіуса на кожній ділянці $\widehat{R}_i$ уточнюються з використанням уже врахованих переміщень від стрибків:

$\widehat{R}_{i,cor}(l_i) = \widehat{R}_i(l_i) - d \cdot \vec{r}_d(l_i) - \psi \cdot \vec{r}_\psi(l_i)$. Скоректовані середні значення радіусів $\widehat{R}_{i,cor}(l_i)$ є неперервними по Фур'є і можуть бути представлені в вигляді ряду Фур'є.

Другий метод. Вимірюються положення точок $R_i(\theta_i)$, і задача полягає в виділенні з цього масиву точок стрибків кута та переміщень і неперервної складової. Для точок $R_i(\theta_i)$ по процедурі п. 3.2. проводиться первинна обробка даних, визначаються елементарні довжини (24), повна довжина, координати середин ділянок та їх середні радіуси $\widehat{R}_i(l_i)$. Складається функціонал:

$$\sum_{i=1}^{N} \left(\widehat{R}_i(l_i) - d \cdot \vec{r}_d(l_i) - \psi \cdot \vec{r}_\psi(l_i) \right)^2 = \min . \qquad (25)$$

Методом найменших квадратів, мінімізуючи похибку, знаходять значення d, ψ. З використанням отриманих значень за формулою $\widehat{R}_{i,cor}(l_i) = \widehat{R}_i(l_i) - d \cdot \vec{r}_d(l_i) - \psi \cdot \vec{r}_\psi(l_i)$ знаходиться неперервна по Фур'є послідовність точок, яку розкладаємо в ряд та знаходимо коефіцієнти ряду.

4. Результати вимірювань відхилення форми труб діаметром 1420мм

Для проведення досліджень було сконструйовано електронний вимірювальний прилад, що забезпечує збір даних та має високу роздільну здатність. Технічні можливості приладу та обробка аналітичних даних продемонстровані на прикладах вимірювання труб діаметром 1420мм, які використовуються на українських магістральних газопроводах («Уренгой-Помари-Ужгород», «Прогрес» та ін.). Для досліджень вибрані труби, що були в експлуатації біля 30 років. На даний момент часу проведено серію вимірювань (див. табл. 3). За умовами випробувань вимірювання проводились в однакових умовах. Контроль включав виміри перерізів на трубах різних виробників. Оскільки випробування носили вибірковий характер, основним показником було прийнято відхилення радіусу від ідеального. В результаті отримано, що найбільші відхилення від номінальних параметрів мають труби Харцизького трубного заводу.

Крім того, для більш ґрунтовного обстеження вибрана секція труби довжиною 10,4 м, вирізана з МГ «Уренгой-Помари-Ужгород» в зоні стрес-корозійної тріщини, виявленої під час внутрішньотрубної діагностики. На рис. 10 зображено результати вимірювань відхилення радіусу у перерізах, розташованих вздовж твірної труби з кроком 1 м.

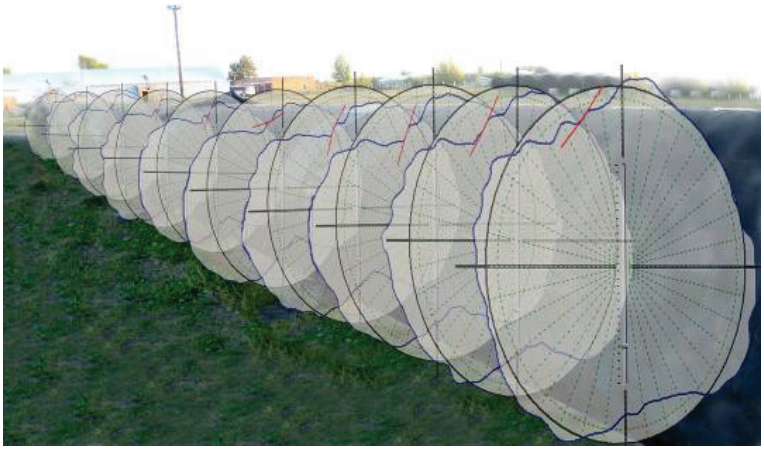


Рис. 10. Результати досліджень стрес-корозійної тріщини, що виникла за умов відхилення геометричної форми

Зміщення кромок шва складає $\approx$ 1мм та всі тріщини розміщені нижче місця зміщення кромок, де діють додаткові додатні згинаючі напруження на зовнішній поверхні труби. Як видно з рис. 10 поздовжній шов і тріщина розташовані на ввігнутій частині поверхні труби, де додаткові згинаючі напруження, що виникли внаслідок дії внутрішнього тиску також додатні.

Таблиця 3. Результати вимірювання труб магістральних газопроводів України

№	Група	товщина	відхилення радіусу	
			мін	макс
1	Одношовна Х70 Італія	19,0	-2,81	2,46
2			-2,71	2,41
3			-3,14	2,92
4	Спіралешовна Х70	15,8	-10,73	7,95
5	Двошовна Х70 Харцизськ (зап)	15,7	-5,85	4,86
6		15,7	-4,15	4,90
7		15,7	-3,40	4,33
8		15,7	-7,37	8,55
9	Двошовна Х70 Харцизськ (нов)	15,7	-3,65	2,87
10		15,7	-5,76	6,44
11		15,7	-7,42	7,00
12		15,7	-5,39	6,73
13		15,7	-6,34	5,82
14		15,7	-5,49	5,71
15		15,7	-5,62	6,19
16		15,7	-5,08	3,14
17		15,7	-3,61	6,15
18		15,7	-3,89	3,67
19	Двошовна Х70 Харцизськ (нов)	18,7	-5,10	4,03
20		18,7	-4,07	4,36
21		18,7	-4,73	4,90
22		18,7	-5,03	5,17
23		18,7	-3,91	4,39
24		18,7	-3,38	4,05
25	Гнута вставка	15,7	-14,62	12,71
26			-4,14	3,13
27	Двотрубна збірна секція	18,7	-7,16	6,41

5. Експериментальне визначення напруженого стану труб з дефектами форми

З метою верифікації отриманих розрахункових оцінок напруженого стану труб з дефектами форми виконано експериментальне дослідження. В якості об'єкту досліджень використовувався тестовий стенд, який складався з двох зварених між собою секцій труб діаметром 1420 мм і товщиною стінки 15,7 мм та заглушок на обох кінця (рис. 11). Для моніторингу напруженого стану встановлювались тензометричні давачі (рис. 11). Давач № 1 фіксував окружні деформації та розташований в перерізі трубопроводу з некруглістю форми; давач № 2 фіксував осьові деформації; давач № 3 фіксував окружні деформації в майже круглому перерізі трубопроводу. Зважаючи на те, що давачі фіксують саме деформації, зробимо деякі перетворення, які дозволять оцінити коректність проведених вимірювань напруженого стану. З цією метою запишемо узагальнений закон Гука для двовісного напруженого стану:

$$\varepsilon_\theta = \frac{1}{E}\left(\sigma_\theta - \mu\sigma_x\right),\ \varepsilon_x = \frac{1}{E}\left(\sigma_x - \mu\sigma_\theta\right).$$

Тоді з першого рівняння номінальні значення окружних деформацій визначають за допомогою виразу:

$$\varepsilon_\theta^{вим} = \sigma_\theta - \mu\sigma_x = \frac{pR}{t} - 0,3\frac{pR}{2t} \approx 0.85 \cdot 45 \cdot p \approx 40p\ .$$

Аналогічно з другого рівняння номінальні значення поздовжніх деформацій:

$$\varepsilon_x^{вим} = \sigma_x - \mu\sigma_\theta = \frac{pR}{2t} - 0,3\frac{pR}{t} \approx 0.2 \cdot 45 \cdot p \approx 9p\ .$$

Рис. 11. Вимірювання напруженого стану труби з некруглістю форми поперечного перерізу

На рис. 12 представлено результати моніторингу напруженого стану за допомогою описаних тензометричних датчиків. Крім того, на діаграмі наведено значення умовних номінальних окружних та поздовжніх напружень. Порівняння показників напруженого стану за допомогою тензодавачів № 2 та № 3 підтверджує коректність проведених вимірювань напруженого стану, а покази тензодавача № 1 свідчать про суттєвий вплив некруглості форми поперечного перерізу на рівень окружних напружень.

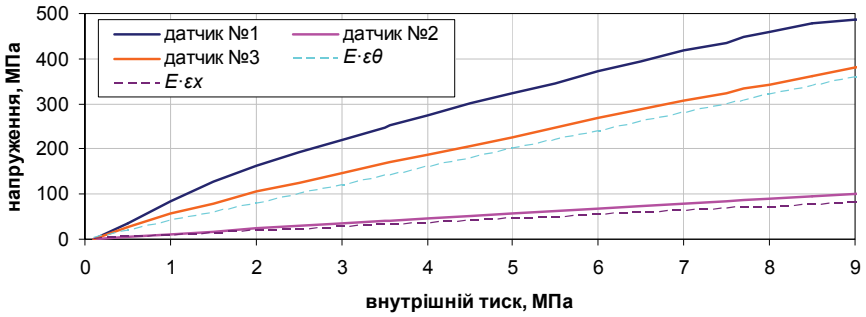


Рис. 12. Результати вимірювання напруженого стану труби з дефектами форми

Висновки

Результатом роботи є розробка загального підходу до аналізу напруженого стану трубопроводів з дефектами форми, що є важливим для формування вимог на виготовлення труб та розрахунку небезпеки дефектів форми, що виникли в процесі експлуатації трубопроводів. Розроблений підхід полягає в побудові загальних розв'язків для геометричних і силових характеристик поперечного перерізу з врахуванням геометричної нелінійності як суми загального розв'язку однорідного диференціального рівняння для трубопроводу як кільця та загального частинного розв'язку неоднорідного рівняння, який залежить від типу дефекту форми трубопроводу. За допомогою розробленого методу проаналізовано напружений стан трубопроводу з деякими дефектами форми, які регламентовані технічними умовами на виготовлення трубопроводів: некруглість поперечного перерізу, осьова та кутова неспіввісності поздовжнього зварного шва.

В існуючих стандартах не враховується можливість неточного центрування прибору щодо вимірювання положень точок контуру. В даній роботі приведений математично точний підхід, який дозволяє отримувати коректний опис контуру при будь-якому положення центра вимірювань. Проведено велику кількість вимірів на трубах магістральних газопроводів України («Уренгой-Помари-Ужгород», «Прогрес» та ін.), в тому числі на трубі зі стрес корозійним дефектом. Показано, що це є основною причиною виникнення тріщин, що знаходиться в зоні розтягуючих діючих та додаткових напружень співмірних з номінальними від внутрішнього тиску. Виконано порівняння якості виготовлення труб різних виробників магістральних газопроводів України. Отримано, що для газопроводів діаметром 1420 мм найменші відхилення форми від номінальних значень мають одношовні труби зі сталі Х70 виробництва Італії.

На основі методу Чжена та Фінні для тріщини як зосередженої податливості в геометрично нелінійній постановці отримано вирази для визначення КІН в трубі з початковою не круглістю форми. Для типових труб, використовуваних на магістральних газопроводах, ефект геометричної нелінійності в розрахунку КІН для тріщини з відносною глибиною більше 0,4 є суттєвим.

1. *ASME* (2009a). The American Society of Mechanical Engineers, ASME Boiler & Pressure Vessel Code, Section III, Division 1 – Subsections NB, NC, ND, NCA and Appendices.
2. *API 579*. Fitness-for-service. – 2000. – 872p.
3. *Ong L.S*. Allowable Shape Deviation in a Pressurized Cylinder // Jornal of Pressure Vessel Techolody, 1994, V. 116, p. 274 – 277.
4. Ong L.S., Hoon K.H. Bending Stress at Longitudinal Weld Joints of Pressurized Cylindrical Shells due to Angular Distortion // Jornal of Pressure Vessel Techolody, 1996, V. 118, p. 369 – 373.
5. *Zeman J.L*. On the problem of angular misalignment at longitudinal weld joint of cylindrical shells // Int. J. Pres. Ves. & Piping, 1994, V. 58, p. 179 – 184.
6. *Böck N., Zeman J.L*. On bending stress at longitudinal weld joint of cylindrical shells due to peaking // Int. J. Pres. Ves. & Piping, 1994, V. 60, p. 103 – 106.
7. *Orynyak I.V., Lokhman I.V., Bohdan A.V*. The Improved Measurements and Stress Analysis of Cylinder/Pipe with Out-Of-Roundness // Proceedings of the ASME 2012 Pressure Vessels & Piping Division Conference PVP2012 July 15-19, 2012, Toronto, Ontario, CANADA, PVP2012-78544.
8. *Cheng W, Finnie I*. Measurement of residual hoop stresses in cylinders using the compliance method. // J Eng. Mat. Tech., 1986, V108, p. 87-92.
9. *Ориняк І.В, Лохман І.В., Богдан А.В*. Використання моделі кільця для аналізу напружень в трубопроводах з дефектами форми // Машинознавство.
10. *Труби* сталеві електрозварені прямошовні експандовані діаметром 711-1220 мм для магістральних газонафтопроводів. ТУ У 27.2-00191135-016:2007. Введені в дію з 21.08.2007.
11. *Orynyak I.V., Oryniak A.I*. The Investigation of Significance of the Geometrical Nonlinearity for 1-D Crack Stress Intensity Factor Calculation in Slightly Distorted Thin-Walled Pressurized Pipe // Proceedings of the ASME 2015 Pressure Vessels & Piping Division Conference PVP2015 July 19-23, 2015, Boston, Massachusetts, USA, PVP2015-45276.
12. *ABAQUS* version 6.14 User's manual. RI: Hibbitt, Karlsson & Sorencen Inc.2014.

ПРОЕКТ 6.2

Оцінка технічного стану та подовження ресурсу повітряних переходів магістральних газопроводів при модернізації газотранспортної системи України

УДК 539.4

ОЦІНКА ТЕХНІЧНОГО І НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ КОНСТРУКЦІЙНИХ ЕЛЕМЕНТІВ МАГІСТРАЛЬНИХ ГАЗОПРОВОДІВ КАРПАТСЬКОГО РЕГІОНУ УКРАЇНИ

Чл.-кор. НАН України **А.Я. КРАСОВСЬКИЙ**, доктор техн. наук **І.В. ОРИНЯК**, кандидат техн. наук **А.І. НОВІКОВ**
(Інститут проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України)

Проведена технічна діагностика 20 надземних переходів магістральних газопроводів балочного типу, що розташовані в Карпатському регіоні України. Додатково обстежено надземний перехід вантового типу на газопроводі «Долина-Ужгород-Держкордон» І нитка («ДУД-І») на переході через р. Свіча (км 22.5) на ПК226+35÷ПК 228+07, що належить Долинському ЛВУМГ УМГ Прикарпаттрансгаз (Івано-Франківська обл., ур. Шандра). Для зазначених переходів виконана топогеодезична зйомка просторового положення трубних і канатних елементів та проведений неруйнівний контроль у вигляді вимірів твердості і товщини стінок трубних секцій. Проведено статичний розрахунок напружено-деформованого стану надземних трубопровідних систем балочного типу та з канатними елементами для основних режимів навантаження. Також виконано розрахунок власних частот і форм коливань, а також динамічний розрахунок можливості проходження діагностичного поршня заданої маси при заданій швидкості. Для цього розроблено геометрично нелінійні рівняння методу початкових параметрів для гнучких елементів – канатів.

Ключові слова: *магістральний газопровід, напружено-деформований стан, технічна діагностика, просторове положення, канати, математична модель*

Вступ. Газотранспортна система України включає в себе близько 950 надземних переходів магістральних газопроводів. Значна їх частина знаходиться в Карпатському регіоні України. Таке розташування переходів в першу чергу пов’язано з геологічними особливостями гірського регіону Карпат у порівнянні з іншою територією України, а також з особливостями газотранспортної системи України – вона була орієнтована на транспорт енергоносіїв з місць їх добутку на територію Європи.

Згідно з вищими законодавчими актами України [1–3] всі магістральні газопроводи країни є об’єктами підвищеної небезпеки, а до надійності їх експлуатації застосовуються підвищені вимоги і відповідні правові норми [4–7].

Надземні переходи магістральних трубопроводів експлуатуються, з одного боку, з високим рівнем навантаження, а з іншого боку, з досить тривалим терміном використання, який вимірюється десятками років. За цей час матеріали труб, опор та опорних конструкцій зазнають періодичного або постійного впливу різних силових факторів, наприклад, таких як: сезонні навантаження (снігові і льодові), зміна вітрового навантаження, сельові і руслові порушення, просадка опор, ґрунтів, тощо. Всі ці навантаження призводять до зміни геометрії надземного переходу, а, відповідно, і до зміни напружено-деформованого стану, який відображається на технічному стані переходу, а, звідси, і на його надійності.

Оскільки більшість надземних переходів в газотранспортній промисловості України побудована 30-50 років тому, то на даний момент реальний технічний стан цих елементів потребує проведення оцінки і визначення надійності та ресурсу їх подальшої експлуатації. Також необхідно підкреслити, що з 950 надземних переходів в 50 переходах силовим елементом, який надає конструкційній системі жорсткість, є канат чи вант. Разом з цим, на даний момент достовірні методики практичного інженерного розрахунку напружено-деформованого стану спільних трубо-канатних систем, за яким визначають їх технічний стан і роблять висновок про можливість експлуатації, в Україні відсутні. Описані в літературі моделі канатних

© А.Я. КРАСОВСЬКИЙ, І.В. ОРИНЯК, А.І. НОВІКОВ, 2015

елементів або не відповідають поставленій задачі, або не придатні для використання їх в інженерних розрахунках складних трубопровідних систем [8–15].

Без проведення своєчасної і технічно коректної діагностики конструкцій надземних переходів магістральних газопроводів не можливо оцінити їх поточний технічний стан. Проведена технічна діагностика повинна включати в себе виміри положень вузлів, конкретних точок, реперів, перевіряти натяг вант, стан трубопроводу, опор, стійок, пілонів.

У зв'язку з поширенням тенденції продовження ресурсу споруд, в останні роки з розвитком матеріально-технічного забезпечення є достатньо поширеним вид технічного діагностування, що дозволяє отримати 3D просторове положення характерних точок вант, пілонів і самого трубопроводу з визначенням його реальної геометрії.

Тому першочерговою метою проекту є підвищення достовірності отриманих результатів, якості виконання робіт та зменшення витрат на оцінку напружено-деформованого стану потенційно-небезпечних об'єктів газотранспортної системи України, а саме повітряних переходів магістральних газопроводів, для перевірки можливості продовження ресурсу і збільшення надійності і терміну їх експлуатації. Тобто, метою роботи є розробка методики оцінки напружено-деформованого стану (НДС) за реальною знятою і промодельованою геометрією надземних переходів, що надасть необхідні дані експерту для висновку щодо фактичного технічного стану за результатами проведеної технічної діагностики.

Також одним з завдань проекту є розробка рівнянь методу початкових параметрів для канатних елементів; розробка алгоритму розрахунку розгалужених канатних систем з врахуванням трубопровідних елементів, та розробка методики розрахунку напружено-деформованого стану повітряних трубопровідних систем з врахуванням різноманітних силових та температурних впливів, особливо на випадок великих переміщень елементів системи.

Основним науковим здобуток проекту є розробка моделі канатного елементу. Перша частина статті присвячена розробці рівнянь методу початкових параметрів нелінійного канатного елементу. Друга частина присвячена практичній стороні проекту, а саме оцінці технічного і напружено-деформованого стану конструкційних елементів магістральних газопроводів карпатського регіону України.

Основні рівняння для описання канатного елементу. Одним з елементів висячих і вантових систем є канат, для опису якого використовується загальновідоме рівняння висячої нитки чи ланцюгової лінії. Для виведення диференціального рівняння рівноваги висячої нитки розглянемо рівновагу довільного малого елемента нитки довжиною Δs. На цей елемент діє розподілена сила тяжіння dP:

$$dP = qds = \rho gFds\,, \tag{1}$$

де ρ − об'ємна густина матеріалу канатного елементу, g − прискорення вільного падіння, F− площа поперечного перерізу канатного елементу.

Довжина елементарної дуги ds є:

$$ds = \sqrt{1+\left(\frac{dy}{dx}\right)^2}\,dx\,. \tag{2}$$

Зв'язок між розподіленою силою тяжіння dP і горизонтальною складовою осьової сили H, визначається як:

$$\frac{dP}{dx} = H\frac{d^2y}{dx^2}\,. \tag{3}$$

Тоді з урахуванням рівнянь (1)–(3) остаточно отримуємо, що рівняння рівноваги ланцюгової лінії записується в диференціальному вигляді як:

$$\frac{d^2y}{dx^2} = \frac{\rho gF}{H}\sqrt{1+\left(\frac{dy}{dx}\right)^2} = a\sqrt{1+\left(\frac{dy}{dx}\right)^2}\,, \tag{4}$$

де a – параметр ланцюгової лінії, що характеризує форму канатного елементу.

Інтегруючи диференційне рівняння (4), отримуємо аналітичне рівняння для визначення просторової форми канатного елементу у вигляді:

$$y\left(x\right)=a\frac{e^{\frac{x+C_1}{a}}+e^{-\frac{x+C_1}{a}}}{2}+C_2=a\cosh\left(\frac{x+C_1}{a}\right)+C_2\,. \tag{5}$$

Як видно, в рівняння канатного елементу (5) входять невідомі постійні інтегрування C_1 та C_2. Визначимо постійні інтегрування C_1 та C_2. Нехай задана ланцюгова лінія проходить через дві точки, які є точками підвісу, з координатами $y(x_1)=y_1$ та $y(x_2)=y_2$. Тоді, використовуючи задане рівняння (5), отримаємо систему рівнянь, розв'язуючи яку, визначимо постійні інтегрування, що залежні від координат точок підвісу як:

$$C_1=a\ln X=a\ln\left(\frac{1}{2}\left(\frac{Y_1-Y_2}{X_1-X_2}+\sqrt{\frac{\left(Y_1-Y_2\right)^2}{\left(X_1-X_2\right)^2}+\frac{4}{X_1X_2}}\right)\right),$$

$$C_2=a\frac{Y}{2}=-\frac{a}{2}\left(X_1X+\frac{1}{X_1X}-Y_1\right),\ \text{де:} \tag{6}$$

$$X_1=e^{\frac{x_1}{a}};X_2=e^{\frac{x_2}{a}};Y_1=2\frac{y_1}{a};Y_2=2\frac{y_2}{a}\,.$$

Деформована довжина канатного елементу S між двома точками, визначиться як:

$$S=\int_{x_1}^{x_2}ds=\int_{x_1}^{x_2}\sqrt{1+\left(f'\left(x\right)\right)^2}dx=a\sinh\left(\frac{x_2+C_1}{a}\right)-a\sinh\left(\frac{x_1+C_1}{a}\right). \tag{7}$$

Важливим етапом у розрахунку висячих канатів є визначення початкової довжини каната в недеформованому стані L, так як після установки канатів до точок підвісу виникає їх деформування, і за результатами технічної діагностики вже не можливо без спеціальних математичних засобів визначити первісну довжину каната. Очевидно, що подовження канатного елементу визначається як:

$$\Delta L=S-L\,. \tag{8}$$

З іншого боку, подовження канатного елементу може бути знайдено як сума силового і температурного розширень:

$$\Delta L=\Delta L_T+\Delta L_t=\frac{1}{EF}\int T_S ds+\alpha L\left(t-t_0\right)=\frac{1}{EF}\frac{L}{S}I_T+\alpha L\Delta t\,. \tag{9}$$

де L – початкова довжина канатного елементу; S – деформована довжина канатного елементу; E –модуль пружності; α – коефіцієнт лінійного температурного розширення; Δt – різниця температур; I_T – інтеграл, який враховує нелінійну зміну осьової сили вздовж канатного елемента.

Зважуючи на рівняння (8) і (9), вираз для початкової довжини канатного елементу запишеться у вигляді:

$$L=\frac{S}{1+\frac{1}{EF}\frac{1}{S}I_T+\alpha\Delta t}\,. \tag{10}$$

Значення шуканого інтеграла I_T отримаємо у вигляді:

$$I_T = \int_0^L T(l)dl = \frac{H}{2}\int_0^L \frac{\left(X(l)\right)^2 + 1}{X(l)}dl = \frac{H}{2}\int_0^L \left(X(l) + \frac{1}{X(l)} \right)dl =$$

$$= \frac{H}{2}\left(\int_0^L X(l)dl + \int_0^L \frac{dl}{X(l)} \right) = \frac{L}{S}\cdot I_T = \frac{L}{S}\cdot\frac{Ha}{2} \quad .$$

$$\cdot \left(\begin{array}{l} \left(\frac{l}{a}\cdot\frac{S}{L} + \sinh\left(\frac{x_1 + C_1}{a} \right) \right)\cdot\sqrt{\left(\frac{l}{a}\cdot\frac{S}{L} + \sinh\left(\frac{x_1 + C_1}{a} \right) \right)^2 + 1} + \\ + \ln\left(\frac{l}{a}\cdot\frac{S}{L} + \sinh\left(\frac{x_1 + C_1}{a} \right) + \sqrt{\left(\frac{l}{a}\cdot\frac{S}{L} + \sinh\left(\frac{x_1 + C_1}{a} \right) \right)^2 + 1} \right) \end{array} \right)\Bigg|_0^L \quad (11)$$

Для використання моделі канатного елементу також необхідно визначити параметричну функцію кута прикладення осьової сили та функцію поздовжнього зусилля в елементі. Функція осьового зусилля в довільному перерізі канату визначиться з постійного значення натягу, як:

$$T(x) = \frac{H}{\cos\alpha(x)} = H\sqrt{1 + \left(f`(x)\right)^2} = H\cosh\left(\frac{x + C_1}{a} \right). \quad (12)$$

Кут прикладення осьової сили визначиться за допомогою похідної геометричного рівняння канатного елементу:

$$\tan\left(\varphi(x)\right) = f`(x) = \frac{d}{dx}\left(a\cosh\left(\frac{x + C_1}{a} \right) + C_2 \right) = \sinh\left(\frac{x + C_1}{a} \right). \quad (13)$$

Найчастіше на практиці або після технічної діагностики залишається невідомим значення натягу або його зміна, а, відповідно, і значення або зміна параметра *a*. Тому для знаходження параметра *a* (а, відповідно, і натягу канату) пропонуються наступні методи:

– вимір координати довільної точки, що належить канату;

– вимір координат масиву точок, що належать канату;

– вимір розтягуючого зусилля в канаті в довільній точці (зокрема в точках підвісу);

– з відомої початкової довжини канату;

– вимір кута каната в довільній точці (зокрема в точках підвісу).

Для подальшого використання на практиці отриманих рівнянь форми, кута прикладення осьової сили та поздовжнього зусилля в канатному елементі необхідно їх параметризувати. Для цього запишемо рівняння для визначення деформованої довжини канатного елементу від точки підвісу до координати *x*, у вигляді функції від координати *x*.

$$S(x) = \int_{x_1}^{x} ds = \int_{x_1}^{x} \sqrt{1 + \left(f`(x)\right)^2}\,dx = a\sinh\left(\frac{x + C_1}{a} \right) - a\sinh\left(\frac{x_1 + C_1}{a} \right). \quad (14)$$

Для отримання параметричних рівнянь знаходимо з (14) поточну координату *x*. Тоді параметричний вираз рівнянь для форми канатного елементу від довжини в деформованому стані S запишеться як:

$$x_f(S) = a\cdot\ln\left(F_S(S)\right) - C_1, \quad (15а)$$

$$y_f(S) = \frac{a}{2}\frac{\left(F_S(S)\right)^2 + 1}{F_S(S)} + C_2 \quad . \quad (15б)$$

Параметричні функції осьового зусилля і кута прикладення осьової сили в канаті в параметричному вигляді запишуться за допомогою рівнянь (12)–(14) у вигляді:

$$T_f\left(S\right)=\frac{H}{2}\frac{\left(F_S\left(S\right)\right)^2+1}{F_S\left(S\right)}, \tag{15в}$$

$$\varphi_f\left(S\right)=\arctan\left(\frac{1}{2}\frac{\left(F_S\left(S\right)\right)^2-1}{F_S\left(S\right)}\right). \tag{15г}$$

В рівняннях (15) характеристичну функцію, що відповідає за параметризацію рівнянь стану канатного елементу, отримуємо у вигляді:

$$F_S\left(S\right)=\frac{S}{a}+\sinh\left(\frac{x_1+C_1}{a}\right)+\sqrt{\left(\frac{S}{a}+\sinh\left(\frac{x_1+C_1}{a}\right)\right)^2+1}\,. \tag{16}$$

Отриманні параметричні рівняння (15) є вхідними для розробки нелінійних рівнянь методу початкових параметрів для канатного елементу. Згідно з методом значення параметрів системи в кінці ділянки x_k, y_k, φ_k, T_k повинно залежати від параметрів ділянки на початку x_n, y_n, φ_n, T_n та *S*. Для цього попередньо необхідно визначити значення a, C_1, C_2 від заданих початкових параметрів x_n, y_n, φ_n, T_n, які отримано у наступному вигляді:

$$a=\frac{T_n\cos\varphi_n}{\rho g F}. \tag{17а}$$

$$C_1=a\ln\left(\frac{\sin\varphi_n+1}{\cos\varphi_n}\right)-x_n. \tag{17б}$$

$$C_2=y_n-\frac{a}{\cos\varphi_n}. \tag{17в}$$

Рівняння характеристичної функції, що відповідає за параметризацію канатного елементу, отримано у вигляді:

$$F_S\left(S\right)=\frac{S}{a}+\frac{\sin\varphi_n+1}{\cos\varphi_n}+\sqrt{\left(\frac{S}{a}+\frac{\sin\varphi_n+1}{\cos\varphi_n}\right)^2+1}\,. \tag{18}$$

Використовуючи рівняння (17)-(18), приведемо рівняння (15) до виду рівнянь методу початкових параметрів. Згідно з методом початкових параметрів значення параметрів системи в кінці ділянки повинно залежати від параметрів ділянки на початку. Тоді рівняння для визначення координат, осьового зусилля і кута нахилу кінця канатного елементу згідно з методом початкових параметрів запишуться як:

$$x_k=x_n+\frac{T_n\cos\varphi_n}{q}\ln\left(\frac{S\cdot q+T_n\cdot\sin\varphi_n+\sqrt{\left(S\cdot q\right)^2+2S\cdot q\cdot T_n\cdot\sin\varphi_n+\left(T_n\right)^2}}{T_n\left(\sin\varphi_n+1\right)}\right), \tag{19а}$$

$$y_k=y_n+\frac{1}{q}\left(\sqrt{\left(S\cdot q\right)^2+2S\cdot q\cdot T_n\cdot\sin\varphi_n+\left(T_n\right)^2}-T_n\right), \tag{19б}$$

$$T_k = \sqrt{\left(S \cdot q\right)^2 + 2S \cdot q \cdot T_n \cdot \sin\varphi_n + \left(T_n\right)^2}\,, \tag{19в}$$

$$\varphi_k = \arctan\left(\frac{S \cdot q}{T_n \cos\varphi_n} + \tan\varphi_n\right). \tag{19г}$$

Отримані рівняння (19) є математично точними і описують нелінійну поведінку канатного елементу. Ці рівняння дозволяють описати взаємодію системи канатних елементів між собою і однозначно визначити всі параметри напружено-деформованого стану системи. Це означає, що за допомогою рівнянь (19) для групи канатних елементів складається і вирішується система нелінійних алгебричних рівнянь. Але цей крок на практиці розрахунків може бути заважким. Так, розглядаючи задачу в площині про взаємодію трьох канатних рівнянь, необхідно вирішувати систему з 3 * 4 = 12 нелінійних рівнянь, що в реальних розрахунках виявляється дуже складним.

Так як отримані рівняння (19) є нелінійними рівняннями методу початкових параметрів для канатних елементів і використання їх при практиці розрахунків ускладнено, то необхідно проводити лінеаризацію рівнянь. Лінеаризація полягає в знаходженні виразу для обчислення приросту одного параметру через прирости інших параметрів, у вигляді:

$$\begin{gathered} y\left(x+\Delta x\right) = y\left(x\right) + y'\left(x\right)\Delta x \\ f\left(x+\Delta x, y+\Delta y\right) = f\left(x,y\right) + \frac{\partial f\left(x,y\right)}{\partial x}\Delta x + \frac{\partial f\left(x,y\right)}{\partial y}\Delta y \end{gathered}. \tag{20}$$

Для нашого випадку рівняння (22) запишуться у вигляді:

$$\begin{gathered} \Pi\left(x+\Delta x, y+\Delta y, T+\Delta T, \varphi+\Delta\varphi\right) = \\ = \Pi\left(x,y,T,\varphi\right) + \frac{\partial\Pi}{\partial x}\Delta x + \frac{\partial\Pi}{\partial y}\Delta y + \frac{\partial\Pi}{\partial T}\Delta T + \frac{\partial\Pi}{\partial\varphi}\Delta\varphi \end{gathered}. \tag{21}$$

Використовуючи процедуру лінеаризації, можна отримати наступні співвідношення методу початкових параметрів в приростах в наступному вигляді для:

– координат кінця стрижня:

$$\begin{aligned} \Delta x_k &= \Delta x_n + \frac{\partial x_k}{\partial T_n}\Delta T_n + \frac{\partial x_k}{\partial\varphi_n}\Delta\varphi_n \\ \Delta y_k &= \Delta y_n + \frac{\partial y_k}{\partial T_n}\Delta T_n + \frac{\partial y_k}{\partial\varphi_n}\Delta\varphi_n \end{aligned}, \tag{22а}$$

– осьового зусилля в кінці стрижня:

$$\Delta T_k = \frac{\partial T_k}{\partial T_n}\Delta T_n + \frac{\partial T_k}{\partial\varphi_n}\Delta\varphi_n\,, \tag{22б}$$

– і кута нахилу кінця стержня:

$$\Delta\varphi_k = \frac{\partial\varphi_k}{\partial T_n}\Delta T_n + \frac{\partial\varphi_k}{\partial T_n}\Delta\varphi_n\,. \tag{22в}$$

Далі, використовуючи лінеаризовані рівняння (22), отримані згідно методу початкових параметрів, можна привести будь-яку канатну систему до системи еквівалентних лінійних рівнянь.

Технічна діагностика балочних переходів Карпатського регіону України. В рамках проекту проведена детальна технічна діагностика 20 надземних переходів магістральних газопроводів балочного типу, що розташовані в Карпатському регіоні України. Обстежені переходи розташовані в Івано-Франківській, Тернопільській і Закрпатській областях і підпорядковані Богородчанському, Долинському і

Хустському лінійним виробничим управлінням магістральних газопроводів (ЛВУМГ) управління магістральних газопроводів (УМГ) Прикарпаттрансгаз (ПТГ). Список обстежених переходів наведено в табл. 1. В таблиці вказано найменування магістрального газопроводу (МГ), місце розташування об'єкту з прив'язкою по довжині труби (КМ і ПК – кілометраж і пікетаж від початку магістрального газопроводу), рік вводу в експлуатацію, довжину надземної частини за проектом та фактичну. На рис. 1 показано загальний вигляд деяких балкових переходів з переліку обстежених. Переходи сфотографовано по напрямку руху газу.

Таблиця 1. Список обстежених надземних переходів магістральних газопроводів

№ *[1]	Найменування МГ	КМ і ПК	Рік вводу	Місце розташування	Ду, мм	Довжина, м
1	«У-П-У» р. Лімниця	км 4268,4 ПК1085+00 – ПК1094+80	1983	с. Небилів	1420	980/920
2	«Прогрес» р.Лімниця	км 4409,7 ПК1103+40 – ПК1112+40	1988	с. Небилів	1420	900/881,25
3	«Союз» р.Саджава	км 2439 ПК133+88 – ПК135+00	1978	с. Глибівка	1420	112/77,93
4	«Союз» р.Лімниця	км 2482 ПК560+55 – ПК563+90	1988	с. Осмолода	1420	335/328,6
5	«Союз» р.Лімниця	км 2486 ПК599+72 – ПК603+19	1988	с. Осмолода	1420	247/218,5
6	«Союз» р. Коропець	км 2385 ПК134+32 – ПК135+81,5	1975	с. Коропець	1420	149,5/158,2
7	«А-Ч-Б» р. Бистриця Надвірнянська	км 866,4 ПК294+68 – ПК303+85	1987	с.Тисменичани	1020	917/917
8	відвід до с. Яблунів р. Прут	км 8,1 ПК81+60,5 – ПК87+60,5	1988	с. Шепарівці	530	600/599,38
9	«Торжок-Долина» р. Дністер	км 3848,3 ПК323+95 – ПК 329+50	1990	с.Лука Цвітова,	1420	440/449,14
10	«ДУД ІІ» р. Ільниця	км 26,8 ПК346+76 – ПК347+88	1973	с. Людвиківка,	1420	112/103,8
11	«ДУД ІІ» р. Свіча	км 15,3 ПК229+08,8 – ПК230+68,9	1973	ур. Шандра	1420	160/160,75
12	«ДУД І» р. Свіча*[2]	км 22,5 ПК234+85,4 – ПК236+50,8	1973	ур. Шандра	820	164/164,5
13	«ДУД І» балку	км 12,5 ПК120+60,2 – ПК120+80	1999	с. Пациків	820	14/14
14	«УІФЧ» р.Павельче	км 102 ПК48+10 – ПК48+65	1973	с. Павлівка,	530	45/45,4
15	«УІФ» р.Павельче	км 99,1 ПК99+1 – ПК99+25	1956,	с. Павлівка,	273	24/24
16	«Союз» р.Латориця	км 2664,6 ПК229+08,8 – ПК230+68,9	1977	с. М. Добронь	1420	160/160,75
17	«Союз» р.Ріка	км 2576,27 ПК50+00 – ПК56+30	1977	с. Зарічне	1420	630/618,45
18	«Хуст-Сата-Маре» р.Тиса	км 700,0 ПК113+28 – ПК120+69	1998	с. Королево	720	790/887,55
19	«У-П-У» № 6 р.Свіча	км 4294,7 ПК351+12,4 – ПК1355+2,7	1983	с. Шевченкове	1420	390,3/421,48
20	«Прогрес» № 3а	км 4433,3	1977	с. Підліски	1420	22/20,1
21	«Прогрес» р.Латориця	км 4520,1 ПК122+40 – ПК123+60	1977	с. Підполоззя	1420	120/115,85

Примітки. 1. Нумерація переходів з табл.1 використовується як наскрізна в наступних таблицях і далі по тексту. 2. Перехід № 12 «ДУД І» на р. Свіча в ур. Шандра – вантового типу і розглядається детально далі по тексту статті.

Рис. 1. Загальний вигляд деяких з обстежених переходів: а – № 1 «У-П-У» р. Лімниця км 4268,4 с. Небилів; б – № 2 «Прогрес» р.Лімниця км 4409,7 с. Небилів; в – № 4 «Союз» р.Лімниця км 2482 с. Осмолода; г – № 7 «А-Ч-Б» р. Бистриця Надвірнянська км 866,4 с. Тисменичани; д – № 9 «Торжок-Долина» р. Дністер км 3848,3 с. Лука Цвітова; є – № 16 «Союз» р.Латориця км 2664,6 с. М. Добронь; ж – № 17 «Союз» р.Ріка км 2576,27 с. Зарічне; з – № 18 «Хуст-Сата-Маре» р. Тиса км 700,0 с. Королево

Роботи с технічного діагностування надземних переходів магістральних газопроводів складалися з трьох етапів:

– 1 етап. Підготовчі роботи –аналіз проектно-конструкторської документації;

– 2 етап. Польові роботи – проведення технічної діагностики;

– 3 етап. Камеральні роботи – розробка висновку про технічний стан переходів.

Для зазначених у табл.1 переходів етап 2 з технічного діагностування включав в себе виконання топогеодезичної зйомки просторового положення трубних елементів (геометричне позиціонування) та проведення неруйнівного контролю конструкційних елементів надземних переходів (вимірів твердості і товщини стінок трубних секцій).

Топогеодезична зйомка просторового положення трубних елементів включала в себе:

–нівеліювання трубопроводу та опорних конструкцій в контрольних точках;

– тахеометричну зйомку місцевості та конструкцій надземного переходу;

– обмірювання конструкцій надземного переходу та визначення їх зміщень.

Контроль стану конструкції і матеріалів елементів переходу та зварних з’єднань неруйнівними методами контролю включав в себе такі роботи:

– візуально-оптичний контроль трубопроводу, опорних конструкцій та інших елементів надземного переходу з метою виявлення тріщин, сколів, деформацій, корозійних та інших дефектів;

– ультразвуковий контроль товщини стінок газопроводу, зварних з'єднань, навколошовної зони та основного металу газопроводу на наявність розшарувань та інших внутрішніх дефектів газопроводу;

– магнітно-порошковий та капілярний контроль зварних з'єднань та навколошовної зони надземного переходу газопроводу.

Після проведення польових робіт камеральні роботи етапу 3 складались з розробки проекту висновку про технічний стан надземного переходу і включали в себе:

– оцінку механічних властивостей металу газопроводу;

– оцінку НДС надземного переходу в характерних перетинах;

– порівняльні розрахунки мінімальної товщини стінки труб і відводів, перевірочний розрахунок трубопроводу на міцність за даними проектної та виконавчої документації згідно СНіП 2.05.06-85;

– визначення відхилень просторового положення точок газопроводу відносно даних виконавчої документації;

– розрахункову оцінку несучої здатності опорних конструкцій;

– побудову моделей надземних переходів по виконавчій документації і за даними проведеної діагностики, розрахунок діючого напружено-деформованого стану для 3-х можливих сценаріїв роботи;

– розрахунок остаточної міцності газопроводу відповідно до ДСТУ-Н Б В.2.3-21:2008;

– розрахунок коефіцієнтів запасу міцності трубопроводів по СНіП 2.05.06-85.

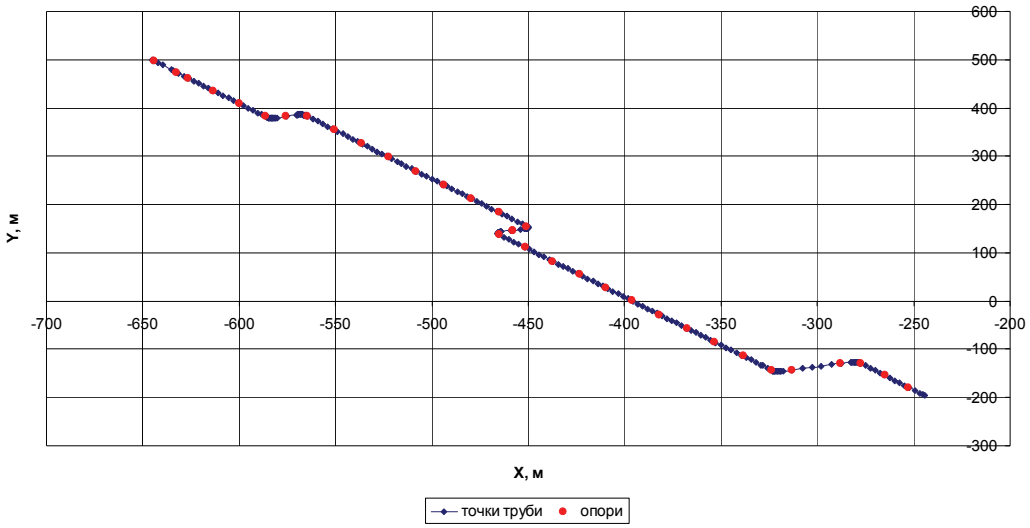
Позиціонування в плані проводилось в локальній місцевій системі координат, після чого відзняті координати прив'язувались до геодезичної державної мережі. Висотне позиціонування проводилось в Балтійській системі висот.

За даними топогеодезії побудовано та проаналізовано плани та профілі всіх досліджених надземних переходів.

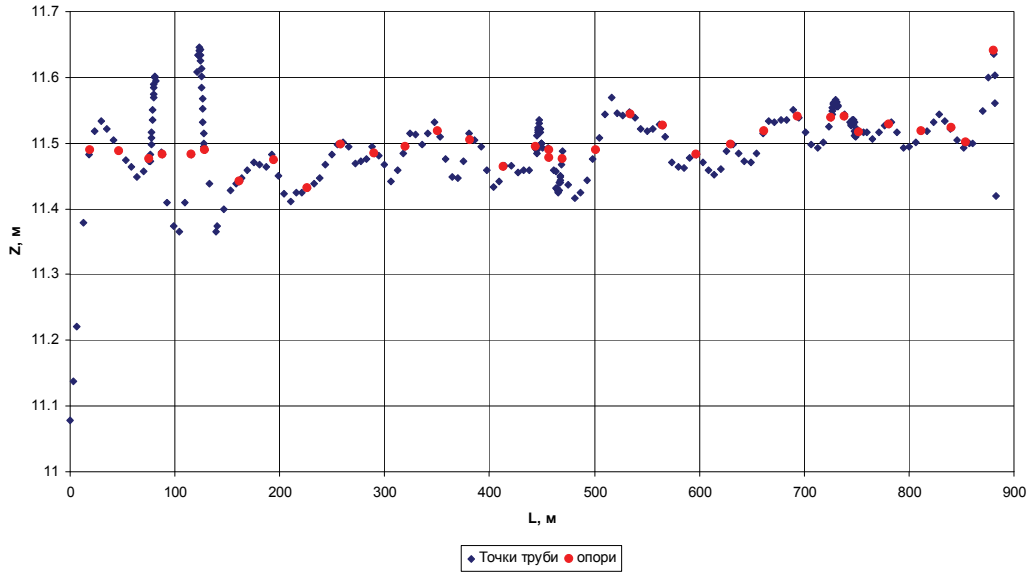
Як приклад, на рис. 2 зображено план і профіль надземного переходу № 18 магістрального газопроводу «Хуст-Сата-Маре» через р.Тиса на 700,0 км коло с. Королево за результатами топогеодезичної зйомки. На рис. 2, а план переходу приведено в локальній місцевій системі координат. На рис. 2, б висотні відмітки надземного переходу приведено в Балтійській системі висот в залежності від узагальненої довжини переходу.

Після отримання даних щодо топогеодезії надземних переходів було проведено порівняння отриманого плано-висотного позиціонування з даними проектно-конструкторської і виконавчої документації для кожного переходу. Спільний аналіз даних топогеодезії, проектно-конструкторської і виконавчої документації дозволив зробити висновок про зміну геометрії надземних переходів. Зміна геометрії переходів спричинена геологічною нестабільністю земельних порід Карпатського регіону. Ця нестабільність відбивається в подвижках ґрунтів, а відповідно і в зміні проектного положення опор переходів, що не може не впливати і на геометрію самих надземних переходів.

В табл. 2 наведено результати проведеного аналізу по опорним елементам обстежених надземних переходів: кількість і тип опор по кожному переходу, а також максимальне зафіксоване при діагностиці вертикальне переміщення опор від проектного стану для кожного з обстежених надземних переходів магістральних газопроводів.



а



б

Рис. 2. План та профіль повітряного переходу магістрального газопроводу № 18 «Хуст-Сата-Маре» через р.Тиса на 700,0 км коло с. Королево за результатами топогеодезичної зйомки

Таблиця 2. Характеристики опор і максимальне зафіксоване при діагностиці вертикальне переміщення опор від проектного стану

№	Кількість і тип опор	Максимальне зафіксоване переміщення опори, мм
1	24 опори (1 ОА, 3 ОС, 20 ОК)	154
2	25 опор (1 ОА, 2 ОС, 22 ОК)	121
3	3 опори (перехід не спирається на опори)	654
4	9 опор (2 ОС, 7 ОК)	91
5	7 опор (1 ОС, 6 ОК)	103
6	3 опори ОК	163
7	41 опора (3 ОА, 38 ОС)	74
8	22 опори (1 ОА, 21 ОС)	137
9	11 опори (1 ОА, 10 ОС)	79
10	3 опори (1 опора на плиті, 2 ОС)	53
11	2 опори двохсвайних	11
12	перехід з 2 несучими опорами	193
13	опори відсутні	–
14	2 опори двохсвайні	99
15	2 опори односвайні	73
16	4 опори ОС двохсвайні	49

№	Кількість і тип опор	Максимальне зафіксоване переміщення опори, мм
17	15 опор двохсвайних	97
18	29 опор ОС двохсвайних	58
19	11 опор (10 ОС двохсвайних, 1 ОА чотирьохсвайна)	115
20	опори відсутні	–
21	3 опори двохсвайні	473
Позначення в таблиці: ОА – опора анкерна, ОС – опора ковзаюча, ОК – опора каткова.		

Як видно з табл. 2, мінімальне значення максимальної різниці між реальним положенням і положенням нормованим проектно-конструкторською та виконавчою документацією складає 11мм для переходу № 11 на 15,3 км магістрального газопроводу «ДУД II» через р. Свіча в ур. Шандра. Максимальна різниця складає 473мм для надземного переходу № 21магістрального газопроводу «Прогрес» на 4520,1км через р. Латориця в с. Підполоззя. На рис. 3 наведено для прикладу загальний вигляд деяких з обстежених опор.

Рис. 3. Загальний вигляд деяких з обстежених опор. Опори а–г – ковзаючого типу; д – анкерного типу; є–і – каткового типу. На рисунках зображено надземні переходи: а – № 4 «Союз» р.Лімниця км 2482 с. Осмолода; б–в – № 16 «Союз» р.Латориця км 2664,6 с. М. Добронь; г – № 17 «Союз» р.Ріка км 2576,27 с. Зарічне; д–є – № 1 «У-П-У» р. Лімниця км 4268,4 с. Небилів; ж–і – № 18 «Хуст-Сата-Маре» р. Тиса км 700,0 с. Королево

При діагностиці надземних переходів отримано значення товщини стінок кожної трубної секції для всіх переходів. В табл. 4 наведено для кожного переходу значення мінімальної з заміряних товщин. В табл. 4, колонці 2 вказані значення робочого тиску на переході, а в колонці 3 - значення товщини стінок труб та відводів згідно проектно-конструкторської та виконавчої документації.

При діагностиці надземних переходів також отримано значення твердості кожної трубної секції для всіх переходів. В табл. 3 наведено результати вимірювання твердості по Брінеллю для декількох трубних секцій переходу № 18 «Хуст-Сата-Маре» через р.Тиса на 700,0 км коло с. Королево.

За отриманими значеннями твердості визначено межу міцності $R_{1,н}$, за таблицею ГОСТ 22761-77. Значення $R_{1,н}$ використані при розрахунку на міцність і при визначенні залишкового ресурсу. За отриманою

границею міцності $R_{1,н}$ визначається границя текучості $R_{2,н}$. Максимально можлива оцінка границі текучості для трубних сталей визначається за співвідношенням пункту 13.8 СНиПу 2.05.06–85, як:

$$R_{2,н} = 0.75R_{1,н}, \tag{23}$$

Таблиця 3. Результати вимірювання твердості

№ секції	Номер зварного з'єднання (елемент конструкції, товщина стінки)	Фактична твердість (НВ)		
		основний метал	біляшовна зона	зварне з'єднання
2	2 (секція δ=12 мм – секція δ=12 мм)	165	177	191
3	2 (секція δ=12 мм – секція δ=12 мм)	168	182	191
242	242 (секція δ=12 мм – кільце δ=16 мм)	171	184	196
243	242 (секція δ=12 мм – кільце δ=16 мм)	169	178	196

Границі міцності $R_1^н$ і текучості $R_2^н$ використано при розрахунках допустимих напружень. Розраховані значення $R_{2,н}$ і $R_{1,н}$ наведено в колонці 4 табл. 4.

Розрахунок допустимих напружень R_1 і R_2 проводили за формулами:

$$R_1 = \frac{R_{1,н}m}{k_1 k_н}, \qquad R_2 = \frac{R_{2,н}m}{k_2 k_н}, \tag{24}$$

де нормативні коефіцієнти переходу визначаються згідно таблиць СНіП 2.05.06–85: m – коефіцієнт умов роботи трубопроводу, прийнятий за табл. 1; k_1, k_2 – коефіцієнти надійності по матеріалу, прийняті відповідно за табл. 9 и 10; $k_н$ – коефіцієнти надійності по призначенню трубопроводу, прийняті за табл. 11; n – коефіцієнт надійності по навантаженню.

Згідно СНіП 2.05.06–85 допустима мінімальна товщина стінки визначається як:

$$\left[t_{\min}\right] = \frac{nP_P D}{2\left(R_1 + nP_P\right)}. \tag{25}$$

Розрахунок допустимої мінімальної товщини стінки наведено в колонці 7 табл. 4.

Таблиця 4. Діагностичні і розраховані граничні технологічні параметри обстежених надземних переходів магістральних газопроводів

№	Тиск робочий $P_р$, МПа	Товщина труби/ відводу, мм	Границі $R_{2,н}$ ($R_{1,н}$) діагностичні	Товщина діагностична t_d, мм	Максимальний тиск [P_{max}]	Мінімальна товщина стінки [t_{min}]
1	2	3	4	5	6	7
1	7,4	23,2/24,3	548 (730)	18,1	8,12	15,89
2	7,4	18,7/26,5	566 (739)	18,6	8,28	15,70
3	7,4	19,5/20,0	531 (725)	18,4	8,09	14,97
4	7,4	19,5/20,0	511 (628)	16,6	7,42	15,40
5	7,4	19,5/20,0	539 (709)	18,2	7,42	16,35
6	7,4	19,5/20,0	536 (715)	18,5	8,02	16,22
7	5,4	12,9/18,4	414 (545)	11,8	6,0	10,1
8	5,4	8,0/10,0	352 (463)	7,2	5,41	6,91
9	7,4	18,7/23,2	530 (700)	18,7	7,83	15,86
10	5,4	20,0/20,0	514 (685)	19,9	8,31	16,91
11	5,4	20,0/20,0	482 (643)	19,9	7,78	17,99
12	5,4	11,0/14,0	416 (547)	9,2	5,95	8,23
13	5,4	11,0/-	450 (592)	9,8	7,43	7,54
14	5,4	8,0/12,0	386 (508)	7,5	9,26	6,39
15	3	8,0/10,0	386 (508)	7,5	12,87	1,84
16	7,4	19,5/20,0	494 (658)	18,6	7,43	17,59
17	7,4	26,5/26,5	482 (643)	23,1	9,07	17,99
18	7,4	10,0/16,0	426 (560)	10,9	8,04	9,51
19	7,4	20,0/20,0	509 (679)	17,4	7,88	16,72
20	7,4	18,7/-	500 (649)	15,0	7,80	14,92
21	7,4	19,5/19,5	548 (730)	18,6	8,21	15,89

Перевірка мінімальної товщини стінки проводиться по критерію:

$$t_{\min} \geq \left[t_{\min} \right]. \tag{26}$$

Згідно СНіП 2.05.06–85 допустимий максимальний тиск визначається як:

$$\left[P_{\max} \right] = 2 \frac{t_d}{nD} R_1 . \tag{27}$$

Розрахунок допустимого максимального тиску наведено в колонці 6 табл. 4.

Перевірка на допустимість робочого тиску проводиться по критерію:

$$P_P \leq \left[P_{\max} \right]. \tag{28}$$

Згідно даних таблиці 4 зроблено наступні висновки:

– визначена при діагностиці мінімальна товщина стінки переходу за заданого робочого тиску відповідає умовам СНіП 2.05.06–85;

– робочий тиск газу на магістральному переході для визначеної при діагностиці мінімальної товщини стінки трубопроводу відповідає умовам СНіП 2.05.06–85.

Тобто перевірочні розрахунки за критерієм міцності матеріалу трубопроводів при граничному стані виконуються.

Розрахунок напружено-деформованого стану досліджених переходів. Далі для визначення технічного стану повітряного переходу за результатами технічної діагностики (інструментальної зйомки положення точок труби) розроблено на підставі наведених методик спеціальний алгоритм, який дозволяє побудувати модель, близьку до реальної геометрії переходу і виконати її розрахунок за різних умов навантаження (власна вага, внутрішній тиск, температурний перепад). Розроблено для оцінки технічного стану метод розрахунку надземних переходів магістральних газопроводів, який є універсальним, оскільки дозволяє розраховувати всі типи надземних переходів, а саме: балкові однопрогонові і багатопрольотні, з компенсаторами і без компенсаторів, вантові або висячі переходи. Цей метод заснований на відомому методі початкових параметрів, тобто на зв'язку кінцевих параметрів деякої системи з початковими параметрами [16-20]. У цьому випадку система розбивається на ділянки згідно з правилами методу початкових параметрів, для яких встановлюється зв'язок параметрів кінця ділянки з початковими параметрами. Наведені в [16-20] методики дозволяють дати відомості про рівні навантаженості елементів конструкцій таких як: анкерні опори, пілони, балкові опори, що дозволяє оцінювати їх ресурс.

Подальша оцінка технічного стану проводиться згідно [21].

Для визначення статичної міцності надземного переходу за критерієм недопущення пластичного стану і недопущення втрати стійкості використовуються критерії (30).

Так, критерії міцності труби від розрахункових навантажень та впливів мають вигляд:

$$\left| \sigma_{\text{пр.N}} \right| \leq \left[\sigma_{\text{пр.N}} \right], \ \left| \sigma_{\text{пр.M}} \right| \leq \left[\sigma_{\text{пр.M}} \right] \tag{29,а}$$

а критерії міцності труби від нормативних навантажень і впливів мають такий вигляд:

$$\left| \sigma_{\text{пр}}^{н-} \right| \leq \left[\sigma_{\text{пр}}^{н} \right], \ \left| \sigma_{\text{пр}}^{н+} \right| \leq \left[\sigma_{\text{пр}}^{н} \right] \tag{29,б}$$

де $\sigma_{\text{пр.N}}$ – поздовжні осьові напруження від розрахункових навантажень та впливів (без врахування напружень від згину) приймаються додатними при розтягуванні; $\sigma_{\text{пр.M}}$ – абсолютна величина максимальних напружень від згину, від розрахункових навантажень та впливів (без врахування осьових напружень); $\sigma^{н-}_{\text{пр}}$, $\sigma^{н+}_{\text{пр}}$ – мінімальне і максимальне сумарне поздовжнє (від осьових сил і згинаючих моментів) напруження в трубопроводі від нормативних навантажень та впливів; $[\sigma_{\text{пр.N}}]$ – допустимі поздовжні осьові напруження, МПа, від розрахункових навантажень та впливів (без врахування напружень від згину) приймаються додатніми при розтягуванні; $[\sigma_{\text{пр.M}}]$ – допустима абсолютна величина максимальних напружень від згину, МПа, від розрахункових навантажень та впливів (без врахування

осьових напружень); $[\sigma^{н}_{пр}]$ – допустиме максимальне сумарне поздовжнє (від осьових сил и згинаючих моментів) напруження в трубопроводі від нормативних навантажень та впливів.

Подальшим критерієм оцінки статичної міцності надземного переходу пропонується використовувати значення розрахункових параметрів коефіцієнту запасу міцності (КЗМ). Так, якщо мінімальний з розрахованих типів коефіцієнтів запасу міцності більше за 1, то перехід вважається надійним для експлуатації. Коефіцієнти запасу міцності $n_{\text{пр.N}}$, $n_{\text{пр.M}}$, $n^{н-}_{\text{пр}}$, $n^{н+}_{\text{пр}}$ визначаються наступним чином:

$$n_{\text{пр.N}} = \frac{\left[\sigma_{\text{пр.N}}\right]}{\left|\sigma_{\text{пр.N}}\right|},\ n_{\text{пр.M}} = \frac{\left[\sigma_{\text{пр.M}}\right]}{\left|\sigma_{\text{пр.M}}\right|},\ n^{-}_{\text{пр}} = \frac{\left[\sigma^{н}_{\text{пр}}\right]}{\left|\sigma^{н-}_{\text{пр}}\right|},\ n^{+}_{\text{пр}} = \frac{\left[\sigma^{н}_{\text{пр}}\right]}{\left|\sigma^{н+}_{\text{пр}}\right|}. \tag{30}$$

Описана нижче методика розрахунку напружень і допустимих напружень, які входять в рівняння (31), заснована на [21]. Осьове напруження визначається наступним чином:

$$\sigma_{пр,N} = \frac{N}{F_{\min}}. \tag{31}$$

Максимальні згинальні напруження визначаються в точці максимуму функції $\sqrt{M_y^2 + M_z^2}$. Тоді:

$$\sigma_{\text{пр.M}} = \pm\frac{\sqrt{M^2_{y,\max} + M^2_{z,\max}}}{I}\frac{D_{\text{зовн}}}{2} = \pm\frac{\sqrt{M^2_{y,\max} + M^2_{z,\max}}}{W}. \tag{32}$$

Замість теоретичних згинальних напружень можна використовувати напруження, отримані по даним топогеодезії. Для цього з використанням даних топогеодезії визначаються максимальні згинальні напруження від спостережуваної кривизни переходу. Для чого необхідно знайти мінімальний радіус кривизни або максимальну кривизну. Після цього максимальні згинальні напруги знайдуться як:

$$\sigma_{пр,M} = \frac{1}{R_{кр}} E \frac{D_{зовн}}{2}. \tag{33}$$

Якщо деформована лінія переходу має вигляд дуги, то для визначення мінімального радіуса кривизни можна скористатися співвідношенням:

$$R_{кр} = \frac{f}{2} + \frac{L^2}{8f}. \tag{34}$$

де f – це прогин переходу (сегменту дуги); L – довжина переходу (сегменту дуги).

Звідси отримаємо:

$$\sigma_{пр,M} = \frac{8f}{4f^2 + L^2} E \frac{D_{зовн}}{2}. \tag{35}$$

Згинальні напруження $\sigma_{пр,M}$ можуть бути доповнені додатковими напруженнями від проходження поршня $\sigma_{пр,M,доп}$. Мінімальне і максимальне сумарне поздовжнє напруження визначається з співвідношень:

$$\sigma^{н-}_{пр} = \sigma_{пр,N} - \sigma_{\text{пр.M}},\ \sigma^{н+}_{pr} = \sigma_{пр,N} + \sigma_{\text{пр.M}} \tag{36}$$

Допустимі напруження при окремому розгляді осьової сили $[\sigma_{\text{пр.N}}]$ та згинаючих моментів $[\sigma_{\text{пр.M}}]$ і від нормативних навантажень і впливів $[\sigma^{н}_{пр}]$, відповідно дорівнюють:

$$\left[\sigma_{\text{пр}.N}\right] = \psi_4 R_2\,, \tag{37, а}$$

$$\left[\sigma_{\text{пр}.M}\right] = 0,635 R_2 (1+\psi_4)\sin\frac{(\sigma_{\text{пр}.N}+\psi_4 R_2)\pi}{(1+\psi_4)R_2}\,, \tag{37, б}$$

$$\left[\sigma_{пр}^{н}\right] = \psi_3 \frac{m}{0,9k_{\text{н}}} R_2^{\text{н}}\,. \tag{37, в}$$

де: ψ_4, ψ_3 – коефіцієнти, що враховують двоосний напружений стан металу труби; при розтягуванні (поздовжні напруження $\sigma_{\text{пр}} \geq 0$) вони прийняті рівними одиниці, при стискуванні ($\sigma_{\text{пр}} < 0$) – розраховуються як:

$$\psi_4 = \sqrt{1-0,75\left(\frac{\sigma_{\text{кц}}}{R_2}\right)^2} - 0,5\frac{\sigma_{\text{кц}}}{R_2},\ \psi_3 = \sqrt{1-0,75\left(\frac{\sigma_{\text{кц}}^{\text{н}}}{\frac{m}{0,9k_{\text{н}}}R_2^{\text{н}}}\right)^2} - 0,5\frac{\sigma_{\text{кц}}^{\text{н}}}{\frac{m}{0,9k_{\text{н}}}R_2^{\text{н}}}\,. \tag{38}$$

$\sigma_{\text{кц}}$, $\sigma^{\text{н}}_{\text{кц}}$ – кільцеві напруження від розрахункового внутрішнього і від нормативного (робочого) тиску, МПа, розраховуються за формулами, як:

$$\sigma_{\text{кц}} = n\frac{P\left(D_{\text{зовн}} - 2\text{t}_{\min}\right)}{2\text{t}_{\min}}\,, \tag{39}$$

.

В табл. 5 наведено параметри запропонованих розрахункових режимів.

Таблиця 5. Параметри перевірочних розрахункових режимів

Розрахунковий режим	**Вага труби**	**Вага продукту**	**Снігові/льодові навантаження**	**Вітрове навантаження**	**Р, МПа**	**Δ Т, °С**
«Зимній» режим навантаження	так	так	так	так	P_P	-40
Нормальний режим роботи	так	так	так	так	P_P	0
«Літній» режим навантаження	так	так	–	так	P_P	40

Обрана різниця температур ΔТ=±40 обумовлена максимально можливою різницею між температурою замикання трубопроводу і граничними значеннями температури навколишнього середовища в продовж року.

На рис. 4 зображено модель надземного переходу № 18 магістрального газопроводу «Хуст-Сата-Маре» через р.Тиса на 700,0 км коло с. Королево згідно даних топогеодезичної зйомки. Використовуючи наведену вище методику розрахунку напружень, на рис. 5 зображено графічну візуалізацію еквівалентних напружень моделі надземного переходу № 18 магістрального газопроводу, зображеного на рис. 4, для зимнього режиму навантаження.

В табл. 6 наведено приклад розрахунку КЗМ для надземного переходу № 18 для випадку його навантаження по зимній схемі табл. 5.

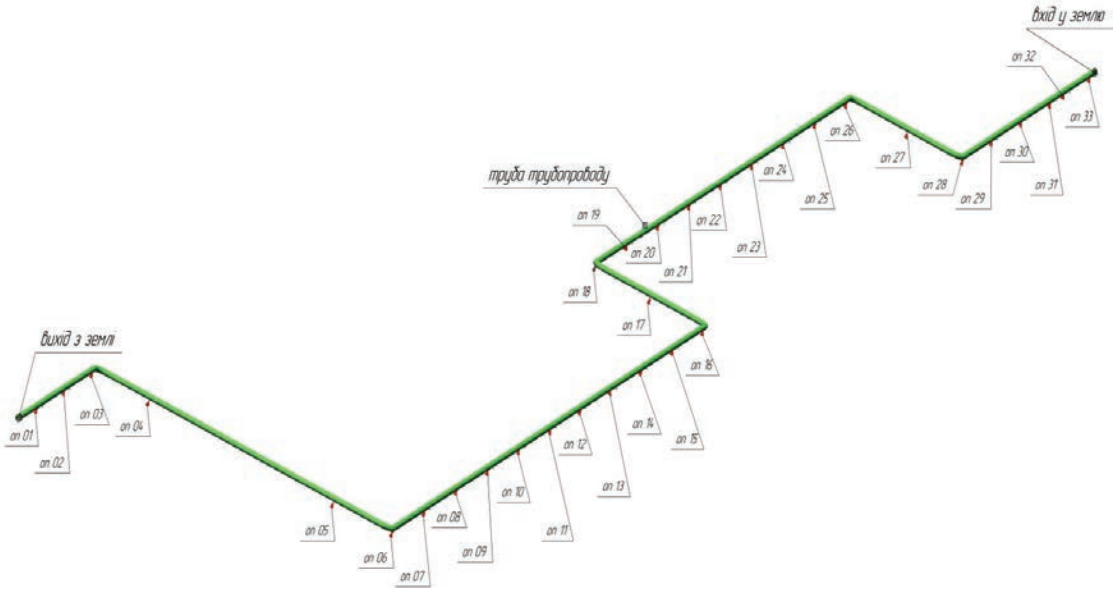


Рис. 4. Розрахункова модель переходу № 18 магістрального газопроводу «Хуст-Сата-Маре» через р. Тиса на 700,0 км коло с. Королево за даними топогеодезичної зйомки

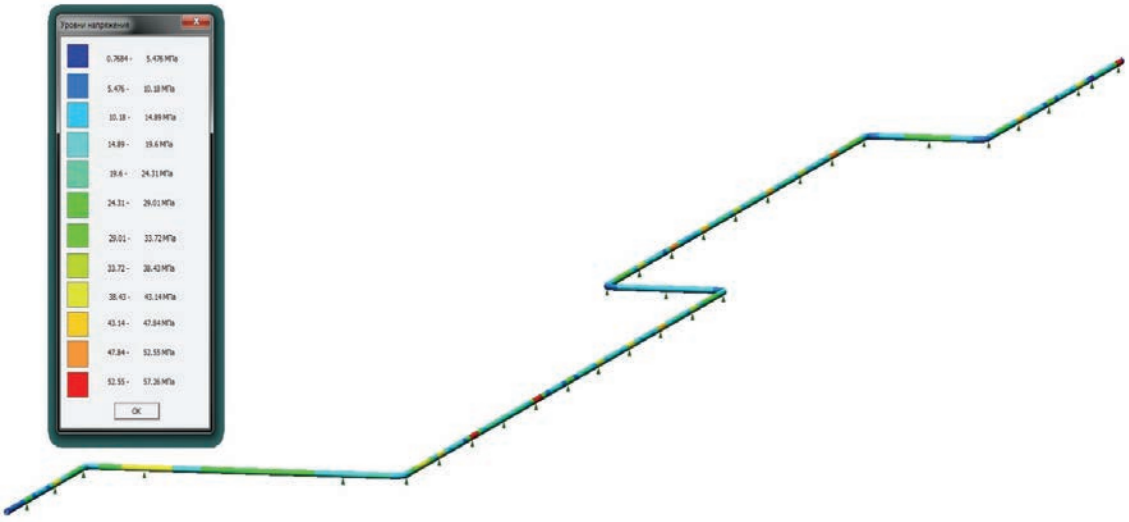


Рис. 5. Результати розрахунку еквівалентних напружень для нормальної роботи переходу магістрального газопроводу № 18 «Хуст-Сата-Маре» через р.Тиса на 700,0 км коло с. Королево в зимових умовах

Таблиця 6. Розрахункові КЗМ для наведеного на рис. 5 переходу

L, м	$\sigma_{\text{пр.N}}$, **МПа**	$[\sigma_{\text{пр.N}}]$, **МПа**	n_N	$\sigma_{\text{пр.M}}$, **МПа**	$[\sigma_{\text{пр.M}}]$, **МПа**	n_M	$\sigma_{\text{пр}}^{н+}$, **МПа**	$\sigma_{\text{пр}}^{н-}$, **МПа**	$[\sigma_{\text{пр}}^{н}]$, **МПа**	$n_{\text{пр}}$
47.17	115.02	277.83	2.42	62.43	280.82	4.50	177.45	52.60	355.00	2.00
156.36	115.02	277.83	2.42	67.12	280.82	4.18	182.14	47.90	355.00	1.95
189.17	115.02	277.83	2.42	75.44	280.82	3.72	190.46	39.59	355.00	1.86
252.68	115.02	277.83	2.42	77.98	280.82	3.60	193.01	37.04	355.00	1.84
345.56	115.02	277.83	2.42	62.04	280.82	4.53	177.06	52.99	355.00	2.00
376.46	115.02	277.83	2.42	63.06	280.82	4.45	178.09	51.96	355.00	1.99
408.32	115.02	277.83	2.42	58.94	280.82	4.76	173.96	56.08	355.00	2.04
491.18	115.02	277.83	2.42	66.00	280.82	4.25	181.03	49.02	355.00	1.96
523.37	115.02	277.83	2.42	68.41	280.82	4.11	183.43	46.62	355.00	1.94
555.04	115.02	277.83	2.42	64.65	280.82	4.34	179.68	50.37	355.00	1.98
619.03	115.02	277.83	2.42	65.38	280.82	4.30	180.40	49.65	355.00	1.97

L, м	$\sigma_{\text{пр.N}}$, МПа	$[\sigma_{\text{пр.N}}]$, МПа	n_N	$\sigma_{\text{пр.M}}$, МПа	$[\sigma_{\text{пр.M}}]$, МПа	n_M	$\sigma^{н+}_{\text{пр}}$, МПа	$\sigma^{н-}_{\text{пр}}$, МПа	$[\sigma^{н}_{\text{пр}}]$, МПа	$n_{\text{пр}}$
651.17	115.02	277.83	2.42	58.80	280.82	4.78	173.82	56.22	355.00	2.04
683.06	115.02	277.83	2.42	75.04	280.82	3.74	190.06	39.98	355.00	1.87
765.61	115.02	277.83	2.42	66.49	280.82	4.22	181.51	48.54	355.00	1.96
864.92	115.02	277.83	2.42	68.34	280.82	4.11	183.36	46.69	355.00	1.94

Як видно з табл. 6, розрахунки коефіцієнту запасу міцності надземного переходу показують, що умови статичної міцності переходу виконуються. Аналогічні рис.4, рис. 5 та табл. 6 результати отримані і по іншим надземним переходам.

При проведенні діагностування для надземного переходу № 3 магістрального газопроводу «Союз» 2439км через р.Саджава коло с. Глибівка отримано, що перехід довжиною 112м не спирається ні на одну з трьох опор. Загальний вигляд переходу і опорних частин наведено на рис. 6.

а

б

в

Рис. 6. Надземний перехід № 3 магістрального газопроводу «Союз» 2439 км через р.Саджава коло с. Глибівка: а - загальний вигляд з входу в землю; б-в - опори 2 і 3

План надземного переходу № 3 за даними топогеодезичної зйомки наведено на рис. 7, а. Управління магістральних газопроводів (УМГ) Прикарпаттрансгаз (ПТГ) також надало дані про просторове положення трубопроводу, отримані за внутрішньотрубною діагностикою (ВТД), яка проведена в 2013 році (рис. 7, б).

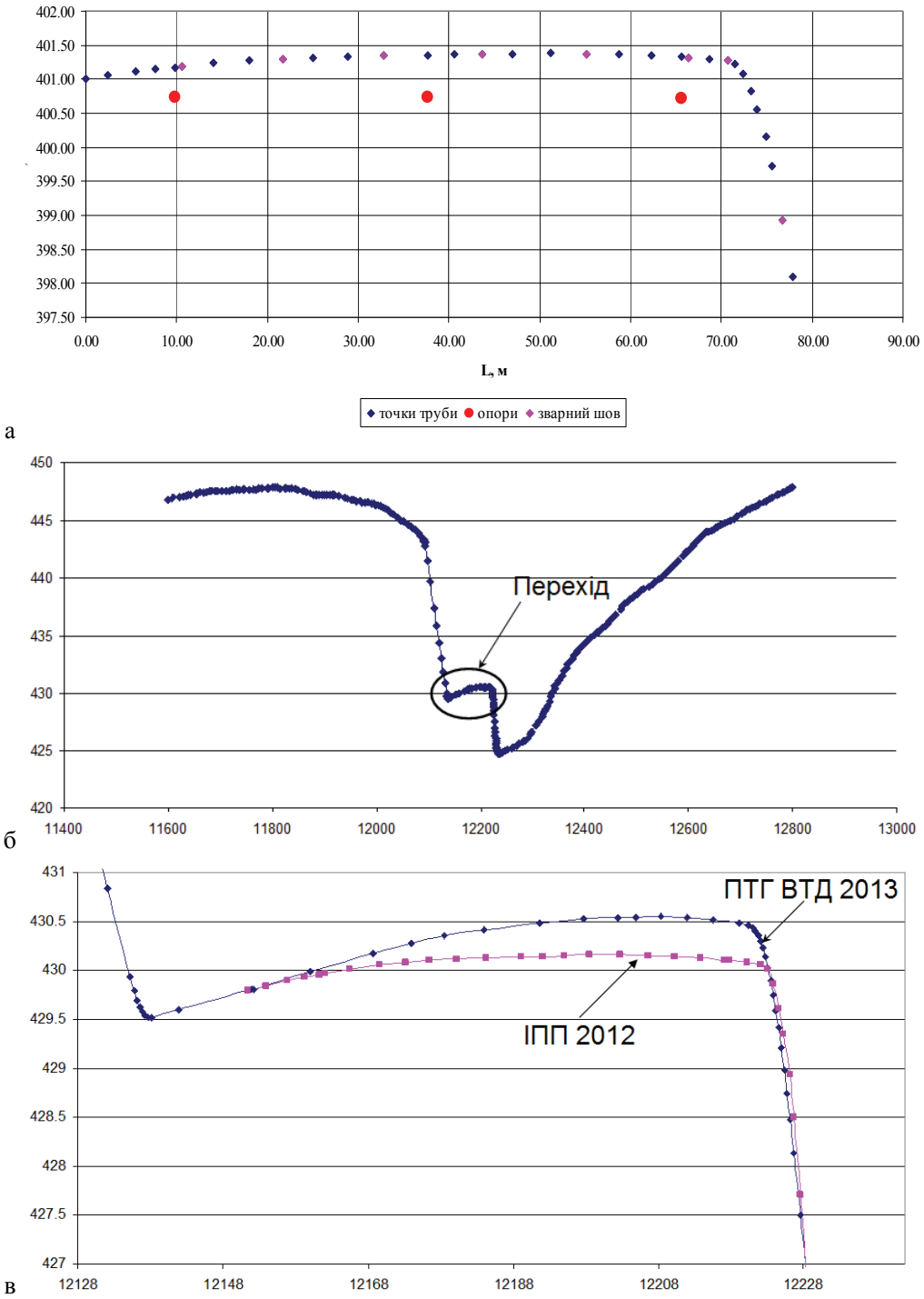


Рис. 7. План надземного переходу № 3 магістрального газопроводу «Союз» 2439км через р.Саджава коло с. Глибівка: а - за даними власної топогеодезії; б - за даними ВТД; в - порівняння планів

З рис. 7, б видно, що відрив переходу від опор збільшується. Це говорить про те, що геологічні процеси зсуву землі навколо переходу не закінчились. Тому необхідні додаткові обстеження. Після виконання додаткових обстежень будуть надані рекомендації по приведенню переходу в проектне положення.

Діагностика надземного вантового переходу № 12. Переходи магістральних трубопроводів вантового типу експлуатуються, з одного боку, з досить високим рівнем навантаженості, а з іншого боку – їх експлуатація триває досить тривалий термін, який вимірюється десятками років. За цей час пілони, труба і матеріал вант зазнають періодичного або постійного впливу різних силових факторів і впливів, наприклад, зміни вітрового навантаження; сезонні навантаження: снігове і льодове навантаження;

просадка опор; деградація структури каната. Всі ці навантаження призводять до зміни геометрії повітряного переходу, а, відповідно, і до зміни натягу вант, що відображається на технічному стані переходу.

Тому в рамках зазначеної роботи особлива увага при розрахунках і діагностуванні була приділена функціонуючому вантовому переходу № 12 – дільниці магістрального газопроводу «Долина-Ужгород-Держкордон» I нитка («ДУД-I») на переході через р. Свіча (км 22.5) на ПК226+35÷ПК 228+07, що належить Долинському ЛВУМГ УМГ Прикарпаттрансгаз (Івано-Франківська обл., ур. Шандра).

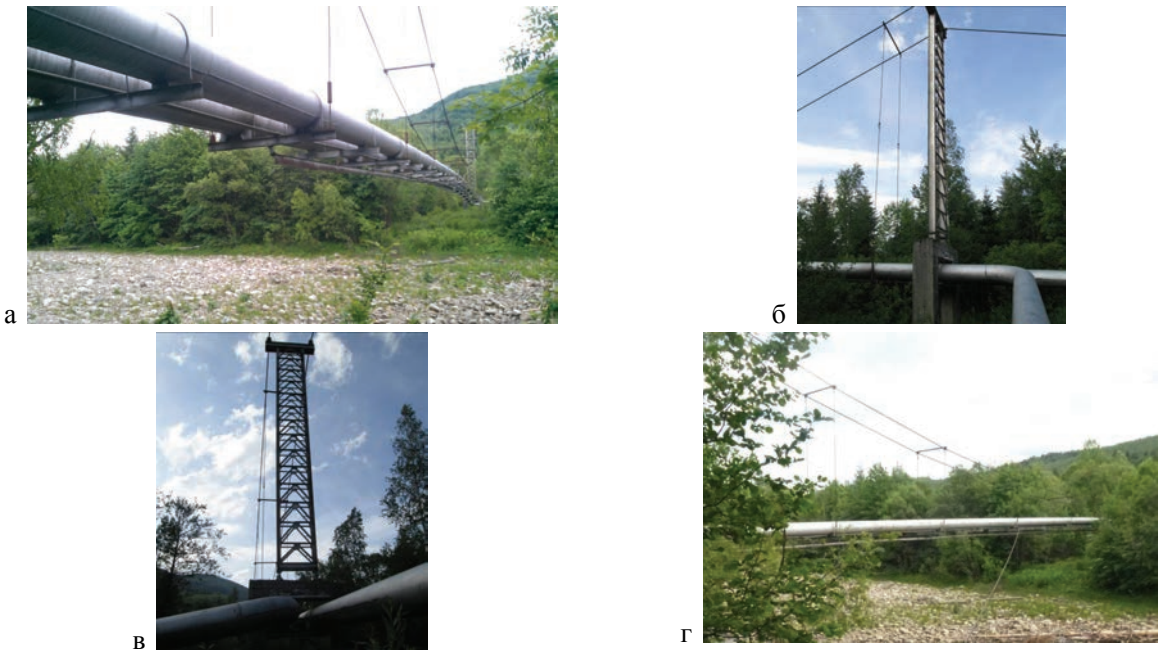


Рис. 8. Загальний вигляд надземного вантового переходу № 12 магістрального газопроводу «Долина-Ужгород-Держкордон I» через р. Свіча на 22,5 км розташованого в ур. Шандра. На рис. позначено: а, г - перша і друга частина переходу по ходу газу, відповідно; б, в - перший і другий пілон вантового переходу по ходу газу, відповідно

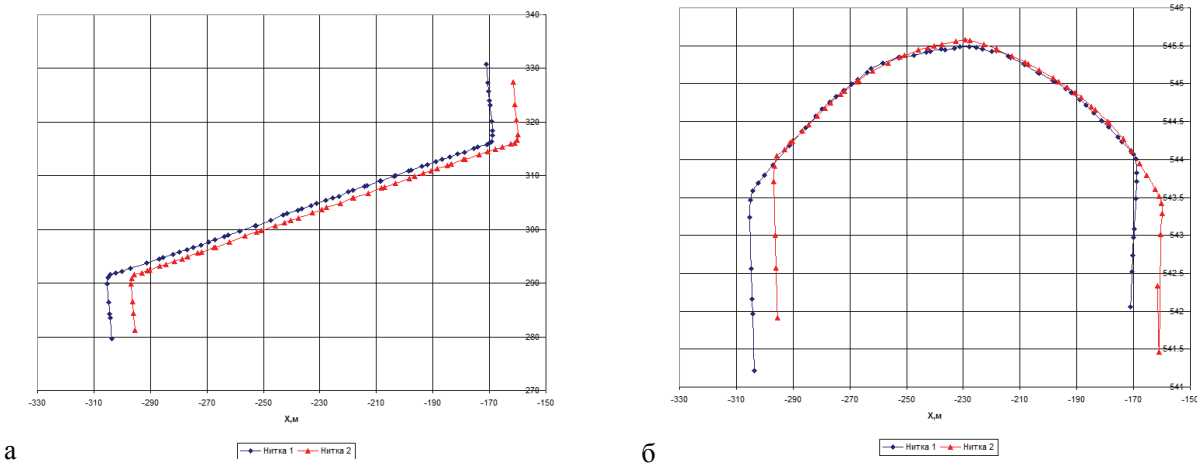


Рис. 9. План і профіль повітряного переходу за результатами тахеометричних вимірів

Для цього переходу була зібрана, оброблена та проаналізована проектна документація. Повітряний перехід являє собою прямолінійний трубопровід з двох ниток $Д_у$ 720мм×11 мм з відводами та складається з прямолінійної ділянки довжиною 148,4 м, двох Г-подібних компенсаторів на вході та виході трубопроводу з ґрунту та 2-х ковзаючих опор, 2-х пілонів. Склад вітрової ферми: 2 несучі канати d59мм; 4 вітрові розтяжки d29мм; 26 похилих вант d26мм. Вид зварювання – ручне дугове зварювання. Робочий тиск – до 5,4 МПа, робоче середовище – природний газ. Перехід побудований у 1973 році. На рис. 8 наведена фотозйомка загального вигляду вантового переходу № 12.

На рис. 9 зображено план і профіль надземного вантового переходу № 12. На рис. 9, а план переходу приведено в локальній місцевій системі координат. На рис. 9, б висотні відмітки надземного переходу приведено в Балтійській системі висот в залежності від узагальненої довжини переходу.

На рис. 10 зображено модель надземного вантового переходу № 12 згідно даних топогеодезичної зйомки.

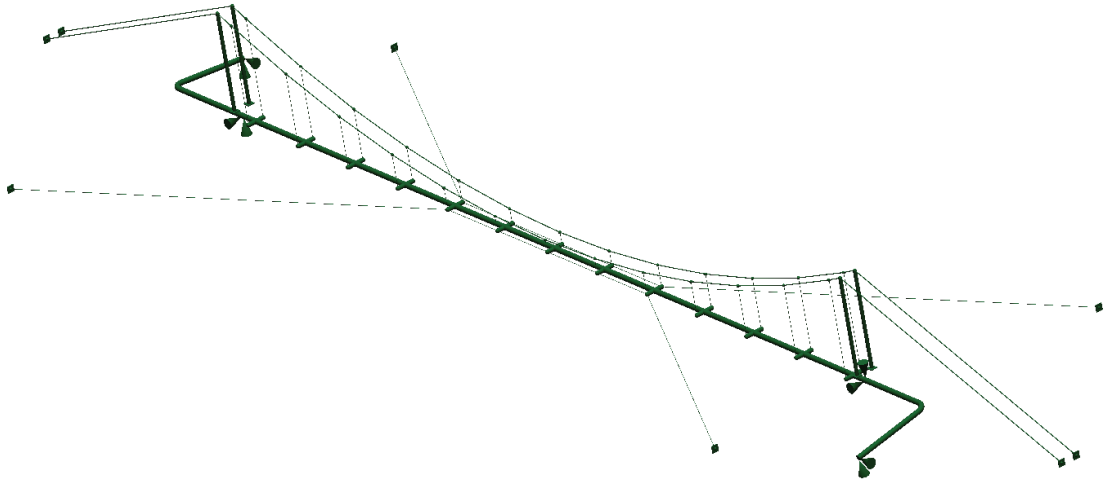


Рис. 10. Розрахункова модель надземного вантового переходу № 12 магістрального газопроводу «Долина-Ужгород-Держкордон І» через р. Свіча на 22,5 км розташованого в ур. Шандра за даними топогеодезичної зйомки.

Розрахунок напружено-деформованого стану вантового переходу № 12. Проведений раніше аналіз сучасних нормативних документів і літературних даних засвідчив, що, оскільки при остаточному розрахунку вантових і висячих систем неможливо розглядати вант як пружний балковий елемент, то для розрахунку сили натягу, яка виникає в канаті під дією внутрішніх і зовнішніх факторів, необхідно використовувати рівняння, які пов'язують початкову довжину каната з геометрією його підвісу.

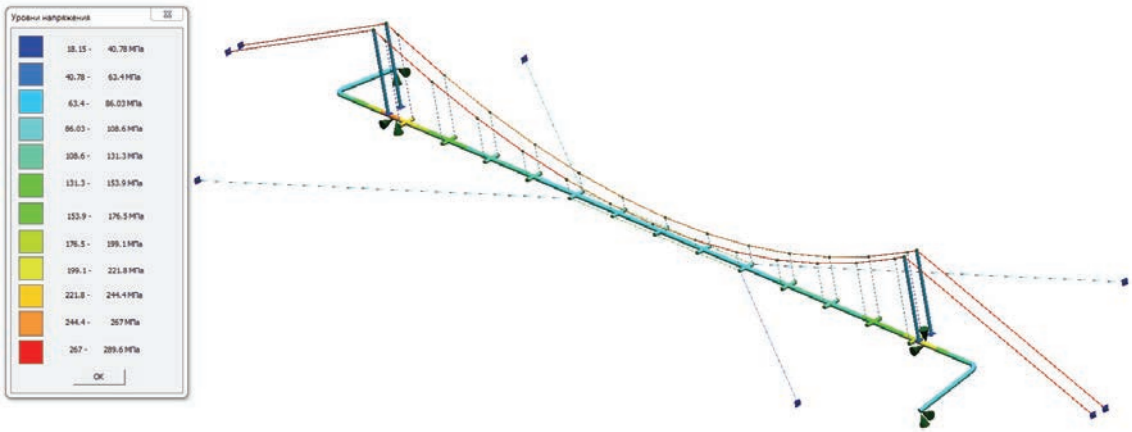


Рис. 11. Результати розрахунку еквівалентних напружень для нормальної роботи надземного вантового переходу № 12 магістрального газопроводу «Долина-Ужгород-Держкордон І» через р. Свіча на 22,5 км розташованого в ур. Шандра в зимових умовах

Складність статичного чи динамічного розрахунку канатів і їх систем полягає в тому, що канат показує нелінійний взаємозв'язок між своєю просторовою геометрією і внутрішніми силами. Так, при великому натягу, коли прогин відсутній, канат перетворюється на стрижень, а при маленькому натягу і значному прогині канат стає гнучкою ниткою. Зазначені аспекти враховуються розробленими рівняннями.

Використовуючи наведену вище методику розрахунку напружень, на рис. 10 зображено графічну візуалізацію еквівалентних напружень моделі надземного переходу магістрального газопроводу № 12 зображеного на рис. 10 для зимового режиму навантаження.

При розрахунках НДС вантового переходу № 12 магістрального газопроводу «ДУД І» використовувались значення навантажень, що діють на елементи трубопроводу наведені а табл. 7. В

табл. 8 наведено приклад розрахунку КЗМ для надземного переходу № 12 для випадку його навантаження по зимовій схемі (табл. 5).

Як видно з табл. 8, розрахунки коефіцієнту запасу міцності надземного переходу показують, що умови статичної міцності переходу виконуються. Аналогічні рис.11 та табл.8 результати отримані і по іншим режимам роботи переходу. При розрахунку допустимих напружень використовувались значення нормативних коефіцієнтів, що приведені в табл. 9.

Таблиця 7. Значення навантажень, що діють на елементи трубопроводу вантового переходу

Тип трубопроводу	Тип навантаження, Н/м						
	Погонна вага	Снігове	Додаткове снігове	Льодове	Додаткове льодове	Вітрове	Вага продукту
Прямий	1885	569	515	334	310	262	265
Відвід	2389	569	750	334	–	262	248

Таблиця 8. Розрахункові КЗМ для наведеного на рис. 11 переходу

L, м	$\sigma_{\text{пр.N}}$, МПа	$\lfloor\sigma_{\text{пр.N}}\rfloor$, МПа	n_N	$\sigma_{\text{пр.М}}$, МПа	$\lfloor\sigma_{\text{пр.М}}\rfloor$, МПа	n_M	$\sigma_{\text{пр}}^{н+}$, МПа	$\sigma_{\text{пр}}^{н-}$, МПа	$\lfloor\sigma_{\text{пр}}^{н}\rfloor$, МПа	$n_{\text{пр}}$
0.00	125.36	301.78	2.41	30.59	304.52	9.95	155.95	94.76	385.61	2.47
3.89	133.36	301.78	2.26	22.28	294.57	13.22	155.64	111.08	385.61	2.48
26.06	133.14	301.78	2.27	28.26	294.85	10.43	161.40	104.88	385.61	2.39
57.45	133.14	301.78	2.27	23.10	294.85	12.76	156.24	110.04	385.61	2.47
61.38	133.14	301.78	2.27	40.33	294.85	7.31	173.48	92.81	385.61	2.22
81.27	133.14	301.78	2.27	24.18	294.85	12.19	157.32	108.96	385.61	2.45
85.25	133.14	301.78	2.27	24.46	294.85	12.06	157.60	108.68	385.61	2.45
105.14	133.14	301.78	2.27	37.56	294.85	7.85	170.70	95.58	385.61	2.26
109.05	133.14	301.78	2.27	21.10	294.85	13.97	154.24	112.04	385.61	2.50
140.34	133.14	301.78	2.27	30.16	294.85	9.78	163.30	102.98	385.61	2.36
167.21	133.28	301.78	2.26	23.89	294.67	12.34	157.17	109.39	385.61	2.45
170.67	133.20	301.78	2.27	34.43	294.77	8.56	167.63	98.77	385.61	2.30
174.14	125.36	301.78	2.41	47.94	304.52	6.35	173.30	77.42	385.61	2.23
174.14	133.13	301.78	2.27	47.94	294.87	6.15	181.07	85.18	385.61	2.13

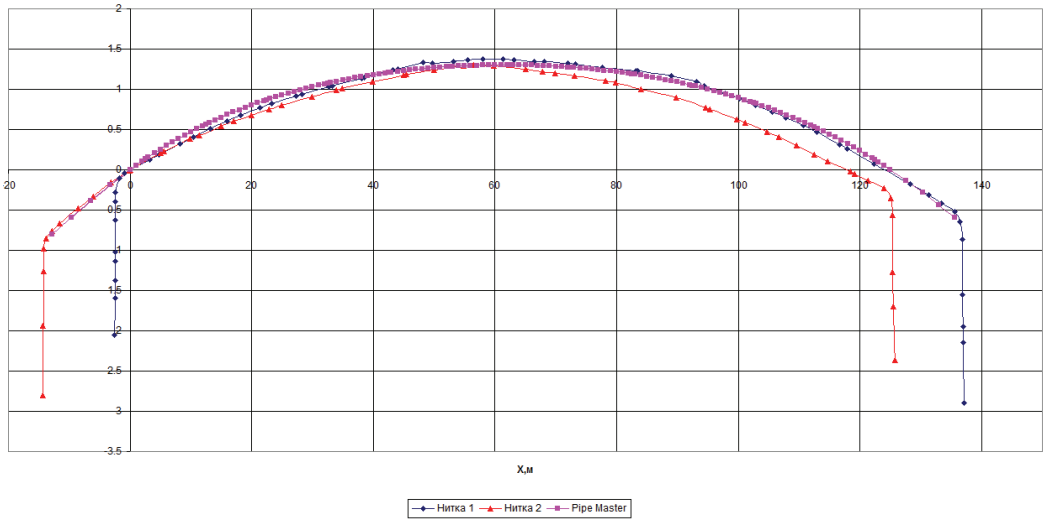
Таблиця 9. Коефіцієнти m, k_1, k_2, $k_н$ та розрахункові опори R1, R2 для труби переходу

Тип трубопроводу	m	k_1	k_2	$k_н$	R_1, МПа	R_2, МПа
Прямий	0.75	1.47	1.15	1.1	270	228
Відвід	0.75	1.47	1.15	1.1	270	228

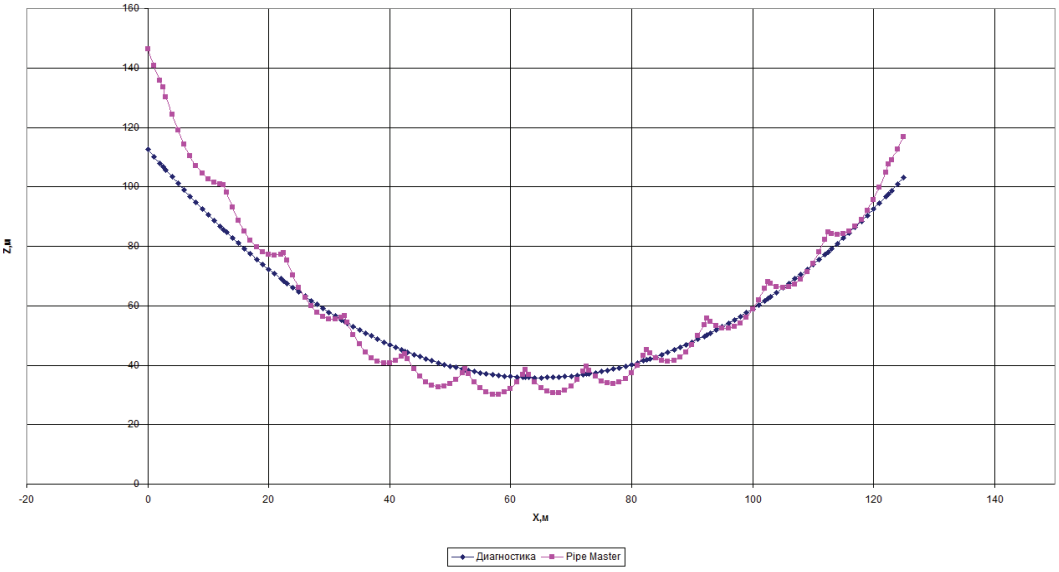
На рис. 12 наведено порівняння результатів розрахунків напружено-деформованого стану надземного вантового переходу № 12 магістрального газопроводу «Долина-Ужгород-Держкордон І» через р. Свіча на 22,5 км розташованого в ур. Шандра з даними, отриманими за результатами технічної діагностики.

Як видно з рис. 12, розрахунковий напружено-деформований стан, отриманий за розробленою методикою, добре описує данні, отримані за результатами технічної діагностики.

Розрахункове визначення можливості пропускання діагностичного поршня. Після визначення статичної міцності двадцяти одного надземного переходу, список яких наведено в табл. 1, були проведені розрахунки визначення можливості пропускання діагностичного поршня. Розрахунки передбачали визначення для кожного переходу допустимої розрахункової швидкості для умов пропускання двох діагностичних поршнів в зчепленні. Тип поршнів і маса їх зчеплення для кожного переходу наведена в табл. 10.



а



б

Рис. 12. Порівняння результатів розрахунків переміщень (а) і згинальних напружень (б) прямолінійної ділянки вантового переходу, знайдених за допомогою розробленої методики, з даними, отриманими за результатами технічної діагностики

Таблиця 10. Характеристика діагностичних поршнів і їх максимальні розрахункові технологічні параметри проходження переходу для обстежених надземних переходів магістральних газопроводів

№	Тип поршня	Маса двох поршнів в зчепленні, кг	Допустима розрахункова швидкість поршня, м/с
1	56CDG	5222	3.5
2	56CDG	5222	5
3	56CDG	5222	3
4	56CDG	5222	5
5	56CDG	5222	5
6	56CDG	5222	4.5
7	40CDG	2410	5
8	21CDG	600	5
9	56CDG	5222	4
10	56CDG	5222	5
11	56CDG	5222	5
12	28CDG	750	4
13	56CDG	5222	5
14	21CDG	600	5
15	10CDG	300	5

№	Тип поршня	Маса двох поршнів в зчепленні, кг	Допустима розрахункова швидкість поршня, м/с
16	56CDG	5222	4.5
17	56CDG	5222	4
18	28CDG	7500	4.5
19	56CDG	5222	4.5
20	56CDG	5222	5
21	56CDG	5222	4.5

Відомо, що існує розділення власних форм за напрямком коливань. Так, для більшості власних частот коливань форми коливань є однозначно або вертикальними (вздовж напрямку *Y*), або горизонтальними (в площині *XZ*), частка частот коливань, для яких форми є просторовими, є невеликою. Це продемонстровано в наступному пункті. Отже, для пошуку власних частот та форм коливань необхідно проводити пошук частот в двох напрямках окремо: у вертикальному та горизонтальному, при цьому необхідно звертати увагу на збіг форм коливань, отриманих двома способами у випадку, якщо вони просторові.

Для вантового переходу № 12 магістрального газопроводу «Долина-Ужгород-Держкордон I» через р. Свіча на 22,5 км розташованого в ур. Шандра в табл. 11 представлені знайдені значення власних частот коливань в залежності від напрямку коливань.

Таблиця 11. Власні частоти коливань повітряного переходу, Гц

№	Напрямок Y (вертикальний)	Напрямок XZ (горизонтальний)
1	0.72	1.06
2	0.95	1.12
3	1.46	1.40

На рис. 13 представлено власну форму коливань для частот 0,72 Гц , 0,95 Гц, 1,46 Гц, по Y-напрямку. На рис. 14 представлено власну форму коливань для частот 0,72 Гц , 0,95 Гц, 1,46 Гц, по Y-напрямку.

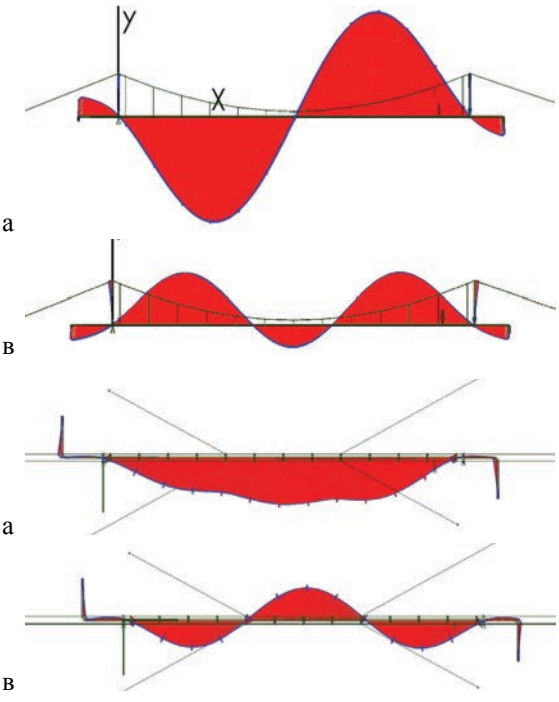


Рис. 13. Власні форми коливань, частота 0,72 Гц (а), 0,95 Гц (б), 1,46 Гц (в), Y-напрямок

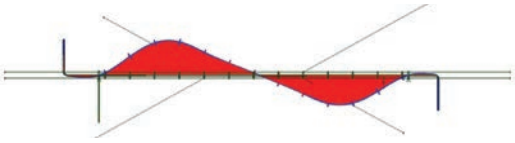


Рис. 14. Власні форми коливань, частота 1,06 Гц (а), 1,12 Гц (б), 1,40 Гц (в), Z-напрямок

На рис. 15 приведено розрахунки згинаючих моментів M_y, M_z та прогинів W_z, W_y посередині прольоту в залежності від часу. З рис. 15 видно, що амплітуда коливань в горизонтальній площині змінюється під час проходження поршнем згинів труб, де на трубопровід діє відцентрова сила. Екстремуми графіків, що відповідають коливанням у вертикальному напрямку, відповідають проходженню поршнем середин прольотів між опорами (що, очевидно, призводить до максимального відхилення трубопроводу та максимальних напружень), при цьому максимуми досягаються під час

проходження поршнем прольотів, що відповідають розглянутим точкам або сусідніх до них. Це свідчить про те, що результати моделювання є в цілому коректними та фізично обгрунтованими.

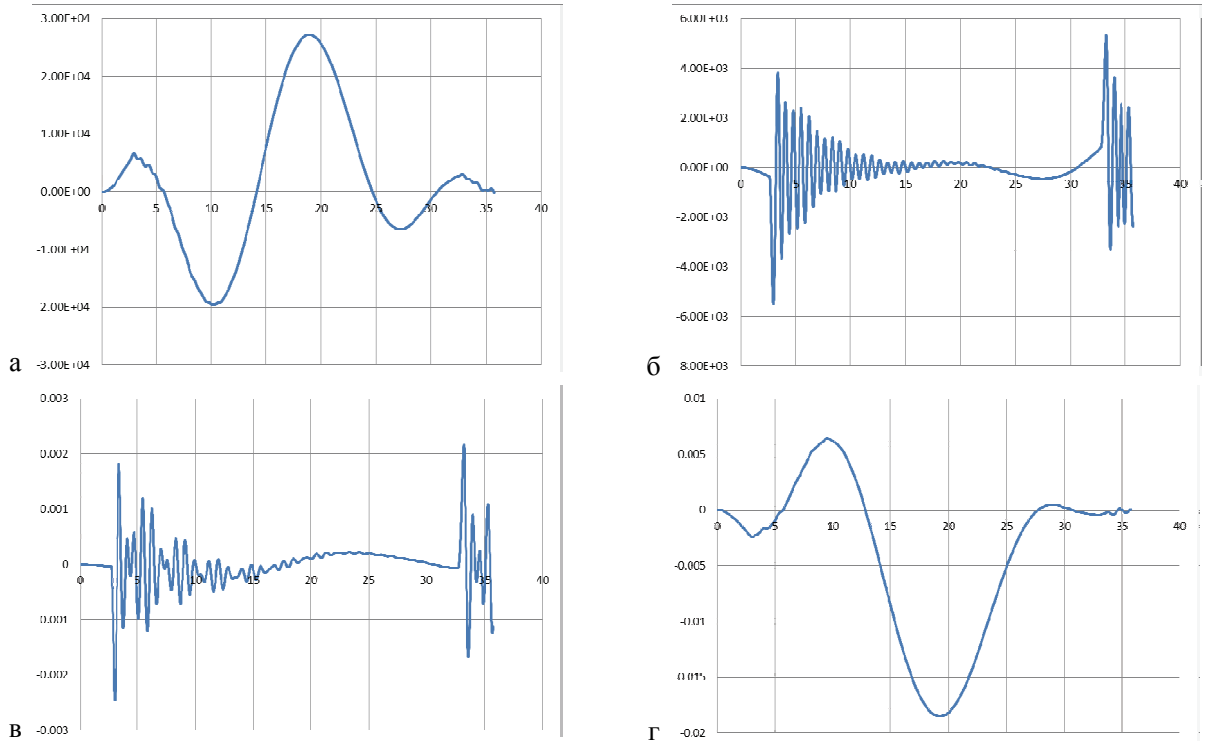


Рис. 15. Згинаючі моменти M_y (а), M_z (б), та прогини W_z (в), W_y (г) посередині прольоту в залежності від часу

В обраних точках максимальні за абсолютним значенням моменти, отримані при моделюванні проходження поршня, підсумовуються з силами та моментами за дії експлуатаційних навантажень.

В табл. 12 наведено значення максимальних додаткових напружень згину, моментів та прогинів по обом напрямкам коливань у відповідні моменти часу від проходження поршня.

Таблиця 12 – Максимальні значення напружень згину, моментів та прогинів

L	Wy, м	Wz, м	My, Н·м	Mz, Н·м	$\sigma_{пр.М}$,МПа	T, с
65.36	-1.78E-04	4.31E-03	-5601	2280	1.1	2.9
77.29	5.80E-04	-6.67E-03	-11921	-1011	2.2	7.2
81.27	1.49E-03	-2.00E-02	25151	-2316	4.7	15.2
85.25	1.49E-03	-1.87E-02	27774	-2432	5.2	17.2
89.22	-2.46E-03	-1.85E-02	27182	-5487	5.2	19.2
105.14	-1.46E-03	-1.98E-02	24762	1929	4.7	21.2
109.05	-5.39E-04	-4.76E-03	-14915	2395	2.8	29.4
115.17	2.27E-04	-4.09E-03	5077	-2911	1.1	33

Згідно проведених розрахунків відносно можливості виконання внутрішньотрубної діагностики (табл. 12) з використанням засобів очистки і діагностики (ЗОД) встановлено, що умови міцності надземного вантового переходу № 12 магістрального газопроводу «Долина-Ужгород-Держкордон І» через р. Свіча на 22,5 км розташованого в ур. Шандра за діагностичними даними з врахуванням додаткових напружень згину виконуються. Аналогічні розрахунки проведені і по іншим надземним переходам табл. 1. Результати по розрахунковим допустимим швидкостям по кожному переходу наведено в табл. 10.

Висновки за проектом. В рамках проекту проведена детальна технічна діагностика 20 надземних переходів магістральних газопроводів балочного типу, що розташовані в Карпатському регіоні України. Обстежені переходи розташовані в Івано-Франківській, Тернопільській і Закрпатській областях і

підпорядковані Богородчанському, Долинському і Хустському лінійним виробничим управлінням магістральних газопроводів управління магістральних газопроводів Прикарпаттрансгаз.

Також була проведена технічна діагностика і подальші розрахунки надземного переходу, в якому в якості несучого елементу, який надає трубопровідній системі жорсткості, є канатна ферма. Об'єктом технічної діагностики і подальшого розрахунку напружено-деформованого стану була дільниця магістрального газопроводу «Долина-Ужгород-Держкордон» І нитка («ДУД-І») на переході через р. Свіча (км 22.5) на ПК226+35÷ПК 228+07, що належить Долинському ЛВУМГ УМГ Прикарпаттрансгаз (Івано-Франківська обл., ур. Шандра). Повітряний перехід являє собою прямолінійний трубопровід з двох ниток ДУ 720мм, прямолінійної ділянки довжиною 148,4 м з відводами та двома Г-подібними компенсаторами. Робочий тиск переходу – до 55 кгс/см2. Перехід побудований у 1973 році.

Для виконання технічної діагностики зазначених переходів була зібрана і проаналізована проектно-конструкторська документація на балочні і вантовий переходи. Для зазначених переходів виконана топогеодезична зйомка просторового положення трубних і канатних елементів та проведений неруйнівний контроль у вигляді вимірів твердості і товщини стінок трубних секцій. Далі виконано подальший статичний розрахунок надземного переходу для декількох режимів навантаження. Також для цього переходу виконано розрахунок власних частот і форм коливань і подальший динамічний розрахунок можливості проходження діагностичного поршня заданої маси при заданій швидкості.

Для виконання роботи були розроблені геометрично нелінійні рівняння методу початкових параметрів в статичній постановці для гнучких елементів – канатів. Ці рівняння дозволяють розраховувати напружено-деформований стан канатів і систем канатів при дії статичного навантаження. Також для канатів розроблені нелінійні рівняння методу початкових параметрів в динамічній постановці. Ці рівняння дозволяють розраховувати власні частоти і форми коливань, а також розраховувати напружено-деформований стан канатів і їх систем при дії динамічного навантаження. Прикладом дії динамічного навантаження є пропускання на великій швидкості по трасі магістрального газопроводу діагностичного поршня.

З використанням отриманих для канату рівнянь методу початкових параметрів розроблено алгоритм розрахунку розгалужених канатних систем з врахуванням трубопровідних елементів. Цей алгоритм окрім малих переміщень системи, дозволяє розраховувати НДС при великих переміщеннях системи в статичній і динамічній постановці, а також знаходити власні частоти і форми коливань. На базі цього алгоритму розроблено і представлено методику розрахунку напружено-деформованого стану повітряних трубопровідних систем для випадків їх статичного навантаження, а також для випадків динамічного навантаження – при проході діагностичного поршня.

Показано, що застосування розроблених нелінійних моделей, які описують статичну і динамічну поведінку канатних елементів і їх систем, дозволяє вирішувати таку важливу практичну задачу, як розрахунок можливості проходження по трубопроводу діагностичного поршня заданої маси при заданій швидкості.

1. *Постанова* КМУ № 1747 від 16.11.2002. «Правила охорони магістральних трубопроводів».
2. *Закон* України від 18.01.2001 № 2245-III «Про об'єкти підвищеної небезпеки».
3. Закон України від 15.05.1996 № 192/96-ВР «Про трубопровідний транспорт».
4. *НПАОП 0.00–1.20–98*. Правила безпеки систем газопостачання України.
5. *НПАОП 0.00–1.35–03*. Правила безпеки під час будівництва та реконструкції магістральних трубопроводів.
6. *НПАОП 0.00–6.18–04*. Порядок проведення огляду, випробування та експертного обстеження (технічного діагностування) машин, механізмів, устаткування підвищеної небезпеки.
7. *НПАОП 60.3–1.01-10*. Правила безопасной эксплуатации магистральных газопроводов.
8. *Перельмутер А.В*. Основы расчета вантово-стержневых систем. М. : Изд-во лит. по строительству, 1969. - 190 с.
9. *Кирсанов Н.М*. Висячие и вантовые конструкции/Н.М. Кирсанов. – 1981.
10. *Шимановский В.Н*. Расчет висячих конструкций (нитей конечной жесткости)/В.Н. Шимановский, Ю.В. Смирнов, Р.Б. Харченко; под ред. В.Н. Шимановского. – 1973.
11. *Шимановский В.Н*. Висячие системы. Киев: Будивельник, 1984.- 207с.
12. *Шимановский В.Н., Смирнов Ю.В., Харченко Р.Б*. Расчет висячих конструкций (нитей конечной жесткости).- К.: Будивельник, 1973.- 198 с.
13. *Качурин В.К., Брагин В.В., Ерунов Г*. Проектирование висячих и вантовых мостов. М.: Транспорт, 1971. - 280 с.
14. *Киреенко В.И., Шимановский В.Н., Коршунов Д.А., Смирнов Ю.В*. Висячие трубопроводные переходы.- Киев: Будивельник, 1968.- 160 с.

15. *Кирсанов Н.М*. Висячие системы повышенной жесткости/Н. М. Кирсанов. – 1973.
16. *Орыняк И.В., Радченко С.А*. Анализ деформаций гиба трубы на основе смешанного подхода. Сообщ.1. Пространственный изгиб по Сен-Венану // Пробл. прочности. - 2004. – N3. – С. 23-51.
17. *Орыняк И.В., Радченко С.А*. Анализ деформаций гиба трубы на основе смешанного подхода. Сообщ.2. Пространственный изгиб с учетом внутреннего давления // там же. - 2004. – N4. – С. 46-59.
18. *Орыняк И.В., Радченко С.А*. Анализ деформаций гиба трубы на основе смешанного подхода. Сообщ.3. Расчет перемещений оси гиба методом начальных параметров // там же. - 2004. – N5. – С. 23-35.
19. *Орыняк И.В., Тороп В.М., Ромащенко В.А, Жураховский С.В*. Расчет пространственного разветвленного трубопровода в программном комплексе оценки прочности оборудования АЭС. // Пробл. прочности.-1998. - N1.
20. *Орыняк И.В., Марчук Я.С., Радченко С.А*. Решение для упругого гиба трубы на основе гипотезы плоских сечений // Вестник НТУУ «КПИ». Выпуск 43. – Киев. – 2002. – С. 60–67.
21. *СНиП 2.05.06–85*. Магистральные трубопроводы.

ПРОЕКТ 6.3

Розробити інженерну методику оцінки залишкового ресурсу зварних трубопроводів з поверхневими дефектами

6.3.2. Розробити інженерну методику оцінки залишкового ресурсу типових елементів зварних трубопроводів з поверхневими дефектами в умовах малоциклового навантаження внутрішнім тиском

УДК 539.4

РОЗРАХУНКОВІ ТА ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ЗАСАДИ РОЗРОБКИ МЕТОДИКИ ОЦІНКИ ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ ТИПОВИХ ТРУБОПРОВІДНИХ ЕЛЕМЕНТІВ З ПОВЕРХНЕВИМИ ДЕФЕКТАМИ

П.С. ЮХИМЕЦЬ[1], О.П. ГОПКАЛО[2], кандидати техн. наук, **О.Є. ГОПКАЛО[2],** інженер
([1]Інститут електрозварювання імені Є.О. Патона НАН України,
[2]Інститут проблем міцності імені Г.С.Писаренка НАН України)

Наведено результати розрахунково-експериментальних досліджень в частині оцінки міцності трійника з дефектами в зонах конструктивної концентрації напружень по лінії сполучення основної труби з патрубком, що були використані при розробці методики оцінки залишкового ресурсу типових елементів трубопроводу з поверхневими об'ємними дефектами в умовах мало циклового навантаження внутрішнім тиском. Структура представлених досліджень та сформульовані на їх основі рекомендації є загальними для усіх типових трубопровідних елементів, що охоплює методика.

Ключові слова: *залишковий ресурс. трійник, об'ємний поверхневий дефект, малоциклова втома, концентрація напружень*

Високі напруження на поверхні ОПД, що виникають в процесі експлуатації внаслідок корозійного або ерозійно-корозійного зносу, механічних пошкоджень і т.ін. створюють, в поєднанні з циклічною зміною внутрішнього тиску, потенційну загрозу малоциклового руйнування трубопроводу. У зв'язку з цим, в ІЕЗ ім.Є.О.Патона НАНУ запропонована інженерна методика оцінки залишкового ресурсу пошкоджених елементів трубопроводів.

Методика поширюється на наступні пошкоджені елементи трубопроводів:

- прямолінійні частини трубопроводів, включаючи зони поздовжнього зварного шва;
- відводи;
- трійники;
- конічні переходи.

Основні положення методики включають визначення:

- типових циклів зміни внутрішнього тиску в процесі експлуатації;
- механічних властивостей матеріалу в зоні розташування дефекту;
- максимальних деформацій в зоні дефекту в кожному з основних циклів навантаження виходячи з

© П.С. ЮХИМЕЦЬ, О.П. ГОПКАЛО, О.Є. ГОПКАЛО, 2015

величини коефіцієнта концентрації напружень, установлюваної на підставі геометричних параметрів дефекту і конструкційного елементу, а також механічних властивостей металу;

- кривої втоми металу в зоні пошкодження;

- втомного пошкодження, накопиченого металом в області дефекту і розрахунок залишкового ресурсу елемента трубопроводу, виходячи з вищевказаних даних.

При розробці методики щодо кожного з трубопровідних елементів був виконаний комплекс розрахункових і експериментальних досліджень, який включав:

- експериментальне визначення основних закономірностей короткочасного статичного та циклічного пружно-пластичного деформування металу характерних зон елементу трубопроводу;

- проведення металографічних досліджень в характерних зонах елементу та визначення їх механічних характеристик на основі вимірів твердості металу;

- розробку скінчено-елементної моделі пошкодженого об'єкту і дослідження, на її основі, НДС залежно від розташування дефекту в характерних зонах;

- експериментальне дослідження НДС і кінетики циклічних пружно-пластичних деформацій в зонах концентрації напружень на основі навантаження натурного зразка з модельним дефектом внутрішнім тиском.

Розроблена інженерна методика оцінки залишкового ресурсу типових трубопровідних елементів з поверхневими дефектами пройшла експериментальну перевірку шляхом випробувань натурних зразків з локальними пошкодженнями.

В даній роботі, в якості прикладу, наведено результати розрахунково-експериментальних досліджень, що були використані при розробці методики в частині оцінки циклічної міцності трійника з дефектами в зонах конструктивну концентрацію напружень по лінії сполучення основної труби з патрубком.

Результати дослідження НДС трійника МСЕ. Розрахунками МСЕ встановлено, що підвищення максимальних напружень у безшовному трійнику відбувається при збільшенні діаметра патрубка та зменшенні як товщини останнього, так і радіуса сполучення труби з патрубком. Найбільше зростання напружень відмічено при одночасному пропорційному зниженні товщини стінки труби та патрубка трійника. В якості прикладу в таблиці 1 приведені дані залежності коефіцієнта концентрації напружень (ККН) для різних зон трійника від діаметра патрубка.

Максимальні напруження в дефекті (табл. 2), розташованому в зонах конструктивної концентрації напружень трійника 2-3 та 5 (рис. 1), підвищуються з зростанням довжини та глибини дефекту та при зменшенні його ширини.

Таблиця 1. Залежність ККН від діаметра патрубка

Трійник (*R=50 мм в усіх випадках)	α_σ^{**}		
	Зона 5		**Зона 2-3**
	Внутрішня поверхня	**Зовнішня поверхня**	**Зовнішня поверхня**
426x12-168x12	3,4	1,2	2,0
426x12-299x12	4,3	2,4	2,6
426x12-426x12	5,7	3,1	5,7
*R – радіус сполучення труби з патрубком.			
**α_σ – ККН визначається як $\sigma_i^{max}/\sigma_i^{т}$, де $\sigma_i^{т}$ – інтенсивність напружень у трубі 426x12.			

Величина ККН в дефектах, розташованих в указаних зонах рівнопрохідного трійника в 2,5 ... 3,7 рази перевищує відповідні значення для дефектів з тими ж геометричними параметрами у випадку їх розташування на прямій трубі.

Проведені розрахунки МСЕ впливу різних схем закріплення кінців трійника на його НДС показали, що жорстке закріплення одного із торців труби, яке було реалізовано в даному експерименті, обумовлює підвищення до 10 % напружень для зон 5 та 2-3 по відношенню до інших можливих варіантів закріплення.

Таблиця 2. Залежність НДС від геометричних параметрів ОПД при дії внутрішнього тиску Р = 1 МПа

Трійник	Дефект, мм			Зона	Поверхня	σ_i, МРа	α_σ (МСЕ)	α_σ^{T**} [4]	$\alpha_\sigma/\alpha_\sigma^T$
	Довжина*	Ширина	Глибина						
426х12-426х12	-	-	-	5	Внутрішня	85,5	5,7	-	
	60	40	8			204,8	13,7	4,2	3,3
	50	30	8			191,8	12,8	4,6	2,8
	50	40	6			151,6	10,1	3,0	3,4
	50	40	8			169,1	11,3	3,8	3,0
	-	-	-	5	Зовнішня	46,3	3,1		
	50	40	8			164,9	11,0	3,8	2,9
	50	30	8			193,9	13,0	4,6	2,8
	60	40	8			183,8	12,3	4,2	2,9
	50	40	6			128,8	8,6	3,0	2,9
	-	-	-	2-3	Зовнішня	84,6	5,7	-	
	40	50	8			158,7	10,6	3,8	2,8
	50	40	8			167,3	11,2	3,8	2,9
	50	30	8			172,6	11,6	4,6	2,5
	40	30	8			170,3	11,4	4,1	2,8
	40	50	6			136,8	9,2	2,5	3,7

*довжина дефекту в зоні 5 визначається його протяжністю вздовж дуги сполучення труби з патрубком, в зоні (2-3) – вдовж осі труби;

**α_σ^T значення ККН в ОПД на прямій трубі.

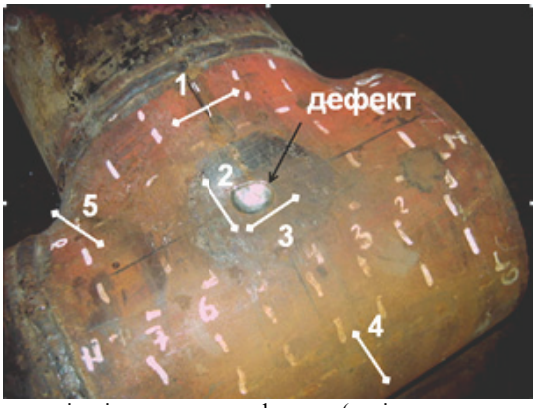


Рис. 1. Загальний вигляд трійника з зовнішнім штучним дефектом (стрілками показано напрямок вирізки лабораторних зразків в досліджуваних зонах 1, 2, 3, 4, 5)

Методика експериментальних досліджень. В якості натурного об'єкта для експериментальних досліджень був використаний рівнопрохідний трійник Ø426х12 мм [3]. Дефекти на досліджуваних поверхнях трійника наносили шляхом електрохімічного травлення. Фактичні геометричні параметри нанесених дефектів наведено в табл 3.

Таблиця 3. Розміри дефектів та значення максимальних деформацій в них

Місце розташування дефекту		Довжина, мм	Ширина, мм	Глибина, мм	$\varepsilon_{i\ max}$ x10-4 (експе-римент)	$\varepsilon_{i\ max\ x10^{-4}}$ (МСЕ)	$\frac{\varepsilon_{1\ max}\ (МСЕ)}{\varepsilon_{1\ max}\ (эксперимент)}$
Зона	Поверхня						
5	Внутрішня	43	27	7,10	7,7	8,7	1,13
	Зовнішня	35	55	8,70	4,0	7,1	1,78
2-3	Зовнішня	48	39	7,07	5,8	7,9	1,36

Для експериментального дослідження НДС трійника використовувався метод тензометрії. Тензорезистори з базою вимірювання 3 мм наклеювали на поверхню штучного дефекту з урахуванням напрямку максимальних розрахункових напружень.

Експериментальні дослідження механічних властивостей металу окремих зон трійника проводили відповідними випробуваннями лабораторних зразків з розмірами робочої частини Ø8х28 мм. Слід зазначити, що в процесі виготовлення трійника, шляхом витягування патрубка із труби, товщина стінки труби у патрубку (зона 1) складала 9,4 мм, а в зоні 4 (протилежній патрубку) – 13,7 мм. Випробування на розтяг та малоциклову втому (МЦВ) проводили на електрогідравлічній машині. Циклічне навантаження зразків здійснювали згідно до вимог стандартів ISO 12106 – 2003 та ASTM E 606 – 80 та можливостям випробувальної машини з постійною швидкістю деформування 0,1 %/сек. [4,5] по симетричному трикутному осьовому (розтягу-стиску) циклу деформування з контролем амплітуди деформації (жорстке навантаження).

Металографічні дослідження мікроструктури сталі характерних зон трійника проводили на оптичному інвертованому мікроскопі «AXIOVERT-40 MAT». Вимірювання мікротвердості проведено на мікротвердомірі ПМТ-3 згідно ГОСТ 9450 – 76 при навантаженні 0,5 Н. Фрактографічні дослідження поверхні руйнування розкритої наскрізної тріщини після натурних випробовувань трійника проводили на модернізованому растровому електронному мікроскопі РЭМ - 100У.

Результати експериментальних досліджень. На рис. 2 приведені діаграми розтягу, а на рис. 3 діаграми циклічного деформування зразків з характерних зон трійника.

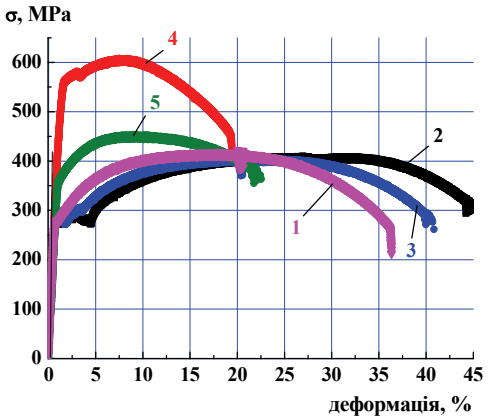


Рис. 2. Діаграми розтягу зразків металу, вирізаних із характерних зон трійника (1 – 5 зони трійника див. рис. 1)

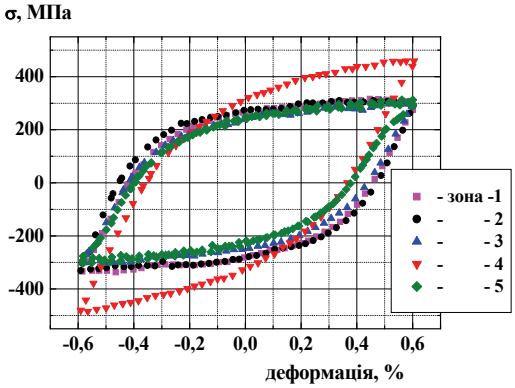


Рис. 3. Діаграми циклічного деформування (при Np/2.) лабораторних зразків металу характерних зон трійника при амплітуді циклічної деформації 0,6 % (1 – 5 зони трійника див. рис. 1)

Із приведених діаграм слідує, що технологічні фактори, які пов'язані з виготовленням трійника і, як наслідок, особливостями мікроструктури (що показано нижче), суттєво впливають на характер діаграм та абсолютні значення характеристик опору статичному та циклічному деформуванню металу в його характерних зонах. Діаграма розтягу зразка металу зони 4 (ділянка протилежна патрубку трійника) має ознаки суттєвого зміцнення. Наприклад, границя міцності металу зони 4, приблизно, на 50 % вища ніж для металу зони 2-3 в напрямку 3, а умовна границя текучості відповідно вища приблизно на 80 %. При цьому відносне видовження зразка металу зони 4 на 50 % менше, ніж для зразків металу зони 2-3 в напрямку 3. Суттєве зміцнення та зниження в

2 рази вихідної пластичності металу зони 4 в умовах циклічного навантаження з постійною амплітудою деформування ε_a приводить до підвищення на 30 – 50 % амплітуди напружень σ_a (рис. 4) та зниження в 7 – 9 разів циклічної довговічності цієї зони відносно інших досліджуваних зон (рис. 5).

Кінетика максимальних та мінімальних значень циклічних напружень та циклічної умовної границі текучості при циклічному деформуванні зразків металу в жорсткому режимі навантаження, вирізаних із зони 4 характерна для циклічно знеміцнених сталей, а для решти досліджених зон – для циклічно стабільних сталей.

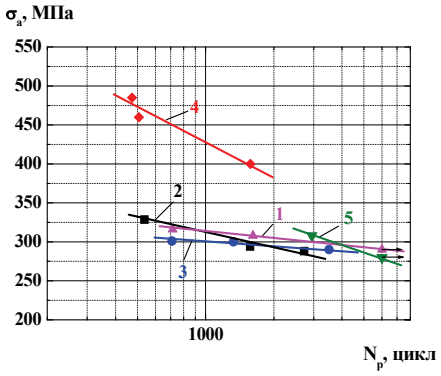


Рис. 4. Залежність циклічної довговічності зразків металу досліджених зон трійника від амплітуди напружень σ_a (1 – 5 зони трійника див. рис. 1)

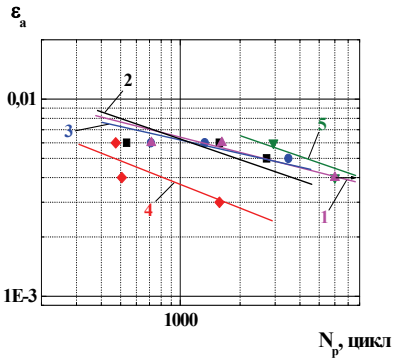


Рис. 5. Залежність циклічної довговічності зразків металу трійника від амплітуди пружно-пластичної деформації за цикл ε_a (1 – 5 зони трійника див. рис. 1)

Металографічні дослідження мікроструктури металу трійника проводились в характерних зонах – 1, 4 та 5. Схема вирізки заготовок для мікрошліфів з труби трійника (зони 1 і 4) та типові ділянки мікроструктури металу трійника в двох взаємно перпендикулярних січеннях представлені на рис. 6. Двосторонніми стрілками показано напрямки випробовувань на МЦВ.

Мікроструктура металу трійника в зоні 1 представляє феритно-перлітну суміш з сферичним перлітом та дрібнодисперсними карбідами в обох січеннях. Ферит характеризується поліедричною морфологією з середнім разміром зерна ~ 12мкм при загальній різнозеренності 4-25мкм, як в поздовжньому (II) (рис.6,в) так і в поперечному січенні (⊥) (рис.6, б). Мікроструктура металу в зоні 5 аналогічна, тоді як в зоні 4 зерна фериту характеризуются переважно неправильною формою в поздовжньому січенні (II) (рис.6, г) та вираженою структурною анізотропією деформації в поперечному січенні (⊥) (рис. 6, д).

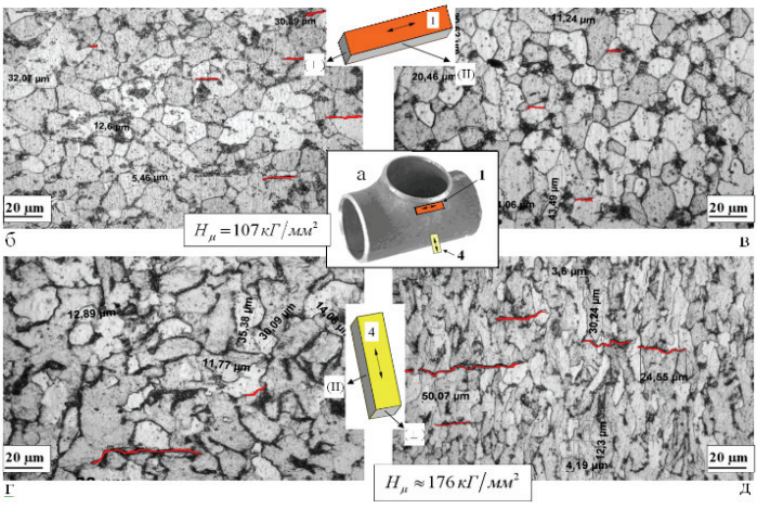


Рис. 6. Мікроструктура металу трійника в зонах 1та 4 (а-д)

Як в зоні 1, так і в зоні 4 спостерігаються мікротріщини, орієнтовані паралельно зовнішній поверхні досліджуваних зон, при цьому їх кількість та середня довжина переважає в січеннях зони 4. В січенні зони 5 мікротріщини орієнтовані під кутом 15-20°до зовнішній поверхні. Проведені металографічні дослідження дозволили встановити, що відмінності механічних властивостей металу трійника в різних зонах, при статичному та циклічному навантаженнях, обумовлені структурною анізотропією деформації металу зони 4 (протилежної патрубку трійника) та більш високими значеннями мікротвердості в цій зоні по відношенню до зони 1 патрубка. Мікротвердість фериту в зоні 1 коливається у межах $HV_{0.05}$ ~ 100-120 кгс/мм^2 при середньому значенні $HV_{0.05}$ ~ 107 кгс/мм^2, а в зоні 4 : $HV_{0.05}$ ~ 172-198 кгс/мм^2 при середньому значенні $HV_{0.05}$ ~ 176 кгс/мм^2.

Циклічне навантаження герметизованого натурного зразка трійника здійснювали пульсуючим внутрішнім тиском води 0,2 – 7,0 МПа з частотою 4-5 циклів за хвилину. Розгерметизація натурного зразка відбулася після напрацювання 3060 циклів в результаті утворення наскрізної тріщини в зоні 5 (рис. 7, а-б), після чого випробування були припинені.

Для фрактографічних досліджень поверхні тріщини із зони 5 вирізали фрагмент металу з тріщиною (рис. 7, в), яку розкрили при температурі скрапленого азоту.

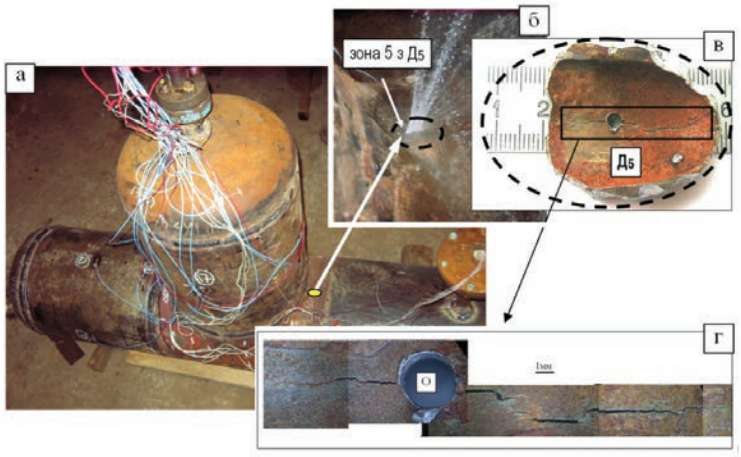


Рис. 7, а-г. Утворення наскрізної тріщини в зоні 5 (з внутрішнім дефектом $Д_5$) натурного зразка (в - вид з внутрішньої сторони трійника вирізаного фрагменту металу (темплет) з дефектом $Д_5$ та тріщиною в ньому; г - панорамне зображення профілю тріщини на поверхні дефекту; О – технологічний отвір для вилучення темплета з трійника)

Фрактографічний аналіз поверхні руйнування внутрішнього дефекту ($Д_5$) показав, що в процесі випробувань в зоні 5 з внутрішньої сторони труби трійника зародилась багатоосередкова тріщина, яка у центральній частині дефекту проросла в наскрізну магістральну (рис. 8, а). Електронно-мікроскопічними дослідженнями встановили мікромеханізми росту магістральної тріщини в межах вирізаного фрагменту темплета. На мікрорівні наряду з фасетками крихкого та, частково, квазікрихкого транскристалітного руйнування мають місце ділянки втомних борозенок. Встановлено, що фактичні значення кроку борозенок складають (1,5÷1,8) х 10^{-3} мм (рис. 8, б). Якщо прийняти, що крок борозенок співпадає з макрошвидкістю росту втомної тріщини при проведених натурних випробуваннях [8], то встановленому кроку борозенок в межах досліджуваної глибини тріщини відповідає 2667…3125 число циклів до утворення наскрізної тріщини у зоні дефекту (зона5) натурного зразка.

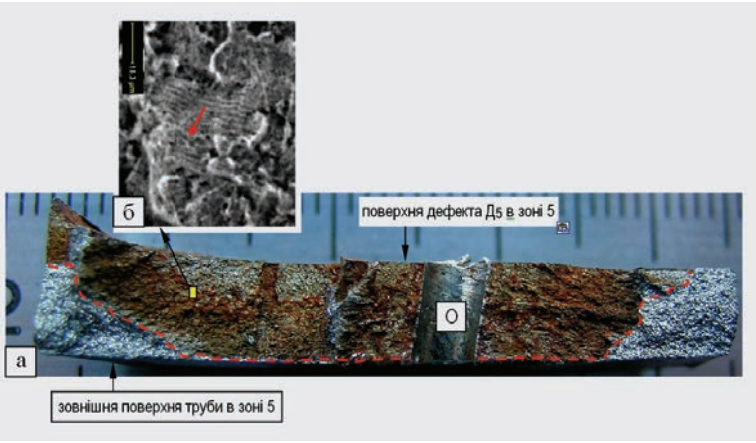


Рис. 8. Макрофрактограма поверхні розкритої тріщини (пунктирна лінія - межа фронту магістральної тріщини) (а); типова мікрофрактограма руйнування (стрілка - напрямок руху тріщини) (б)

Аналіз результатів. Співставлення результатів вимірювання та розрахунку деформацій в дефектах показало, що розрахункові деформації перевищували експериментальні величини в дефектах зон 2-3 та 5 (всередині та зовні) - в 1,13 1,36 та 1,78 рази, відповідно (див. табл. 3). Відмінності між розрахунковими та

виміряними величинами являються, ймовірно, наслідком різнотовщиності трійника, яка не враховувалась при побудові геометричної моделі.

У випадку розташування дефекту на поверхні прямої труби, концентрація напружень $\alpha_{\sigma T}$, визначається за напівемпирічною залежністю [7]:

$$\alpha_{\sigma T} = 1.4 \cdot \left[1 + \frac{2\frac{b}{d}[1.12 - 0.48\frac{b}{c} + 0.13\frac{b}{c}(3\frac{b}{c} - 2 - \frac{b}{h})\sqrt{1 + \frac{5\pi\lambda^2}{32}}}{1 - \frac{b}{h}(1 - 0.75\frac{b}{c})} \right] \quad (1)$$

де *b*, *c*, *d* – розмір напівосей еліпсоїду, що охоплює дефект зовні; *h* – товщина стінки; λ- функція, яка враховує кривизну поверхні:

$$\lambda^2 = \frac{c^2}{rh}[12(1-\mu^2)]^{1/2},$$

де *r* - радіус труби; μ – коефіцієнт Пуассона.

Концентрація напружень в дефектах з відповідними розмірами на поверхні труби 426х12 виявилася суттєво нижче як експериментальних $\alpha_{\sigma e}$ (в 2.2..2.9 рази), так і розрахункових $\alpha_{\sigma MCE}$ значень ККН в дефектах на поверхні трійника. Коефіцієнти концентрації напружень $\alpha_{\sigma e}$, отримані експериментально, у всіх випадках виявилися нижчими, ніж розраховані МСЕ.

Таблиця 4 Значення ККН у дефектах

Місце розташування дефекту		$\alpha_{\sigma т}$	$\alpha_{\sigma e}^{*}$	$\alpha_{\sigma MCE}^{*}$	$\frac{\alpha_{\sigma e}}{\alpha_{\sigma T}}$	$\alpha_{\sigma к}$	$\alpha_{\sigma к2}^{***}$	$\alpha_f = \alpha_{\sigma т} \cdot \alpha_{\sigma к}^{**}$	$\alpha_{f2} = \alpha_{\sigma т} \cdot \alpha_{\sigma к2}^{***}$	$\frac{\alpha_{\sigma f}}{\alpha_{\sigma e}}$	$\frac{\alpha_{\sigma f2}}{\alpha_{\sigma e}}$
зона	**поверхня**										
5	внутр.	4,1	11,8	13,4	2,9	5,7	3,4	23,4	13,9	2,0	1,2
5	зовн.	2,8	6,2	10,9	2,2	3,1		8,7	9,5	1,4	1,5
2-3	зовн.	3,4	8,9	12,2	2,6	5,7		19,4	11,6	2,2	1,3

*по відношенню до інтенсивності деформацій у прямій трубі 426х12.

**$\alpha_{\sigma к}$ - коефіцієнт конструктивної концентрації напружень (див. табл. 1).

***$\alpha_{\sigma к2}$ - коефіцієнт конструктивної концентрації напружень згідно [8].

Значення повного ККН у дефекті трійника α_f, визначеного як добуток ККН у прямій трубі $\alpha_{\sigma т}$ та конструктивного ККН у трійнику (МСЕ) перевищують експериментальні значення ККН у дефектах в 1,4…2,2 рази. В той же час, величина повного ККН α_{f2}, визначеного з використанням конструктивного ККН $\alpha_{\sigma к2}$ згідно [8], має більш близьку відповідність з експериментальними значеннями ККН (перевищення складає 1,2..1,5 рази). Слід зазначити, що при розрахунку α_{f2} величина конструктивного ККН у всіх представлених випадках приймалась в запас міцності рівною ККН на внутрішній поверхні зони 5.

З використанням отриманих експериментальних даних була виконана оцінка впливу нанесених дефектів на довговічність натурного зразка трійника. Розрахунок амплітуди максимальної деформації в дефекті проводився на основі максимальних експериментальних деформацій (визначених тензометрією) та ККН в пружній області навантаження, а також механічних характеристик у відповідних зонах трійника з використанням інтерполяційного співвідношення для коефіцієнта пружно-пластичних деформацій K_e [9]:

$$K_e = \frac{\alpha_\sigma^{2/1+m} \cdot \left(\bar{\sigma}_n\right)^{(1-m)/(1+m)}}{\left(\alpha_\sigma \cdot \bar{\sigma}_n\right)^{\frac{n(1-m)}{(1+m)}\left[1-\left(\bar{\sigma}_n - 1/\alpha_\sigma\right)\right]}} \qquad (2)$$

де $\bar{\sigma}_n$ - відносні номінальні напруження в циклі навантаження:

$$\bar{\sigma}_n = \frac{\Delta\sigma_{in}}{\sigma_y}$$

n –постійна матеріалу, n = 0,5; m – коефіцієнт зміцнення матеріалу в пружно-пластичній області.

На рис. 9 приведені розрахункові, згідно рівняння Лангера [10], та експериментальні криві втоми металу характерних зон трійника, з використанням яких була виконана оцінка впливу дефектів на довговічність натурного зразка.

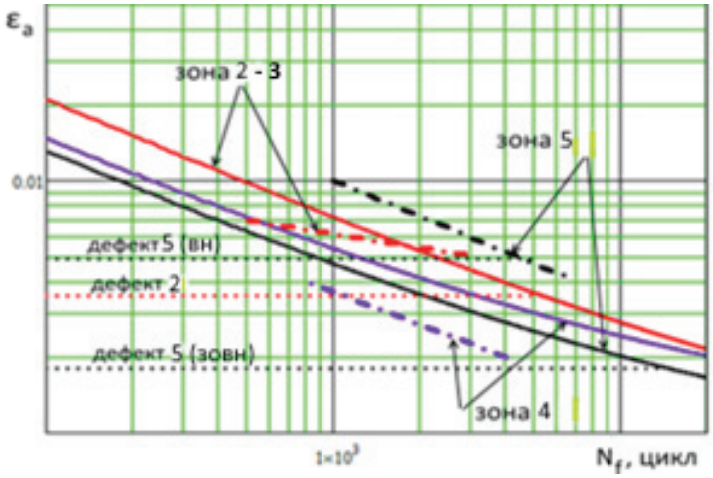


Рис. 9. Залежність циклічної довговічності зразків металу досліджених зон трійника від амплітуди пружно-пластичної деформації за цикл ε_a. Експериментальні (штрих пунктирні лінії) та розрахункові (суцільні лінії) криві втоми. Лініями у вигляді точок помічено рівень максимальних деформацій у дефекті

Експериментальні криві втоми побудовані по результатам випробувань на МЦВ лабораторних зразків. Розрахунок циклічної довговічності проводили згідно рівняння [10]:

$$\varepsilon_a = \left\{ \left[\frac{\ln\left(\frac{1}{1-\psi}\right)}{4 e_t N_f^n} \right] + \frac{\sigma_1}{\sigma_t} \right\} \cdot e_{ti} \qquad (3)$$

де ε_a – амплітуда деформації в циклі навантаження; Ψ – відносне звуження шийки при руйнуванні; e_t – деформація границі текучості; N_f - число циклів до руйнування; σ_1 – межа втоми матеріалу; σ_t – границя текучості; e_{ti} –інтенсивність деформації відповідна границі текучості; n – показник степені, n = 0.5.

Фактичне число циклів до утворення наскрізної тріщини у зоні 5 дефекту трійника - $N_{f\text{э}}$ = 3060 задовільно узгоджується, як з результатами прогнозу $N_{fпр}$ ≈ 4400 циклів з використанням експериментальної кривої втоми (див. рис. 9 – накопичене пошкодження $d = N_{f\text{э}}/N_{fпр}$ ≈ 0,70), так і з результатами фрактографічних досліджень, згідно з якими встановленому кроку борозенок (1,5÷1,8) x 10^{-3}

мм (в межах досліджуваної глибини наскрізної тріщини) відповідає 2667÷3125 число циклів навантаження.

У табл. 5 зіставлені механічні властивості матеріалу зон 2-3 і 5 натурного зразка, встановлені в результаті випробувань на розтяг стандартних зразків (наведені в чисельнику) вимірювання твердості по Бринеллю (наведені в знаменнику).

Таблиця 5. Характеристики механічних властивостей металу трійника

Зона трійника	напрямок	σ_b, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	Ψ, %
2-3	осьовий	407,3 / 392	283,5 / 225	79,5 / 73
	кільцевий	402,5 / 392	301,9 / 225	60,9 / 73
5	кільцевий	450,0 / 452	364,6 / 271	43,3 / 70
Примітка. У таблиці використані позначення: - тимчасовий опір; - умовна границя текучості.				

Перерахунок значень твердості виконувався за кореляційними співвідношеннями [11]:

$$\sigma_b = 8,8\cdot10^{-4} HB^2 + 2,66\,HB + 10^3;\quad \sigma_{0,2} = 2,15\,HB;\quad \Psi = \frac{1,9\cdot10^5}{\sigma_b + \sigma_{0,2} + 2000} \qquad (4)$$

Відзначимо, що найкраще відповідність характеристик спостерігалося у випадку σ_b - відношення результатів випробувань на розтяг і твердість становило 0,99..1,03. Розраховані величини $\sigma_{0.2}$ виявилися стабільно нижчими, а діапазон розкиду відносних значень Ψ найбільшим – 0,62..1,09.

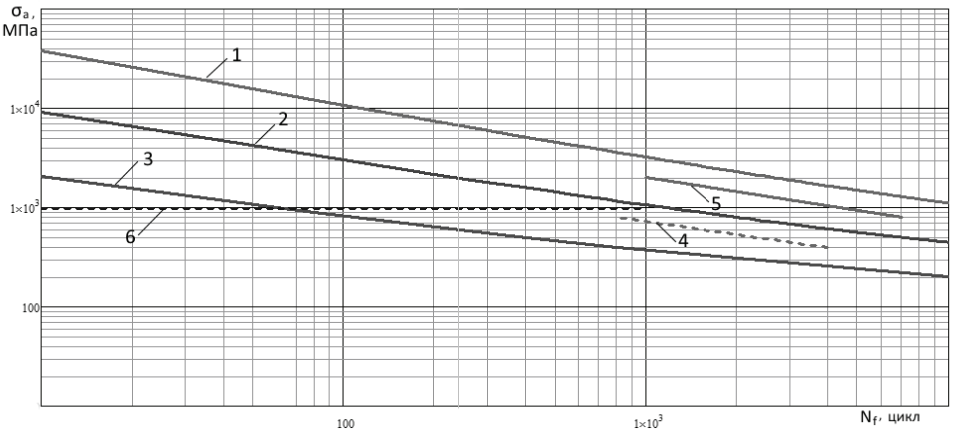


Рис. 10. Криві втоми: а) металу зони 5 натурного зразку:
1- згідно рівняння Расла – Фатемі для сталей [12]:

$$\sigma_a = \sigma_f \cdot N^b + \varepsilon_f \cdot N^c \cdot E \qquad (5)$$

$$\sigma_f = 4,25\,HB + 225$$

$$\varepsilon_f = \frac{0,32\cdot HB^2 - 487\,HB + 191000}{E}$$

b = -0,09; c = -0,56; НВ – твердість по Бринелю;
2 – згідно рівнянню (3); 5- експериментальна;
б) 3 – розрахункова [8] вуглецевих та легованих сталей; 4 – експериментальна металу зони 4; 6 – амплітуда умовно пружних циклічних напружень при випробуваннях натурного зразку в дефекті на внутрішній поверхні зони 5

На рис. 10 представлені втомні криві металу зони 5 трійника, отримані експериментально (крива 5), на підставі виміру твердості (крива 1), згідно з рівнянням (3) і даних механічних випробувань (крива 2). Тут же, для порівняння, наведена розрахункова крива втоми вуглецевих і легованих сталей з відношенням $\sigma_{0.2}/\sigma_b \le 0,7$

при температурі менше 350^0С (крива 3) з введеними коефіцієнтами запасу [8] і експериментальна крива металу зони 4 (крива 4). Як випливає з малюнка, розрахункова крива 3 забезпечує запас по відношенню до інших варіантів оцінки довговічності - з використанням рівняння Расела – Фатемі та Лангера, експериментальної і навіть експериментальної кривої 4 (металу зони 4, який проявив специфічність мікроструктури). Дана особливість розрахунковій кривій 3 свідчить про доцільність її використання при оцінці залишкового ресурсу пошкоджених елементів трубопроводу.

Також, в запас міцності, йде використання при визначенні максимальних деформацій (умовно пружних напружень) згідно з рівнянням (2) механічних властивостей, обчислених за кореляційними залежностями (4). Так при обчисленні припустимого числа циклів [N] відповідно до розрахункової кривої 3 й використанні амплітуди напружень в дефекті σ_a = 980 МПа, визначеної на основі випробувань на розтяг (рис.10, крива 6) [N] ≈ 65. В разі ж використання механічних властивостей, визначених на основі вимірів твердості σ_a = 1468 МПа й, відповідно, [N] ≈ 4.

Висновки

В результаті виконання комплексу розрахункових та експериментальних досліджень запропоновано рекомендації, що покладено в основу розроблюваної методики розрахунку залишкового ресурсу типових елементів трубопроводу з поверхневими дефектами.

На прикладі експериментального дослідження натурного трійника показано, що:

- при розрахунку максимальних деформацій в дефекті, окрім концентрації напружень, обумовленої геометрією дефекту, необхідно враховувати конструктивну концентрацію пошкодженого елементу в зоні розташування дефекту;

- внаслідок технологічних особливостей виготовлення виробів морфологія мікроструктури металу різних зон пошкодженого елементу може мати суттєві відмінності, що призводить до значної різниці в опорі цих зон статичному та циклічному навантаженню. Тому при оцінці залишкового ресурсу пошкодженого типового елементу трубопроводу доцільним є використання розрахункової втомної кривої для відповідного класу матеріалів з введеними коефіцієнтами запасу;

- при відсутності більш точних даних для розрахунку максимальних деформацій в дефекті можуть використовуватися механічні властивості матеріалу, обчислені за результатами вимірів твердості;

- число циклів до руйнування в зоні дефекту натурного зразка задовільно узгоджуються з оцінкою його довговічності, що базується на експериментальних, у тому числі фізичних та розрахункових дослідженнях НДС.

1. *СНиП* 2.05.06-85 (2000) Магистральные трубопроводы.
2. *Волский М.И., Аистов А.С., Гусенков А.П., Гуменный Л.К*. Прочность труб магистральных 505еф те- и продуктопроводов при статическом и малоцикловом нагружении Обзорная информация. Сер. Транспорт и хранение нефти и нефтепродуктов, М., ВНИИОЭНГ,1979.
3. *ГОСТ* 17376-2001 Тройники бесшовные приварне.
4. Гопкало О. Визначення опору малоцикловому навантаженню конструкційної сталі. // Вісник Тернопільського національного технічного університету, 2014, № 3 (75) с.66-77.
5. *Fischmeister H.F., Danzer R., Buchmayr B*., Life time prediction models. Fat. Fract. Eng. Mat. Struct. 8 (1986), 495-549.
6. *МР* 189-86. Расчеты и испытания на прочность. Метод оценки сопротивления металлических материалов усталостному разрушению по шагу усталостных бороздок. - М.: ВНИИНМАШ, 1986. -36с.
7. *Гарф Э.Ф., Кобельский С.В., Юхиме П.С*. Концентрация напряжений на участках коррозионных повреждений трубопроводов. Автоматическая сварка, № 6, 2000 г.
8. *Нормы* расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. – М.: Энергоатомиздат, 1989. – 525 с.
9. *Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П*. Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность. М.: Машиностроение, 1985. – 224 с.
10. *Серенсен С.В*. Сопротивление материалов усталостному и хрупкому разрушению. М., Атомиздат, 1975, с. 192.
11. *СОУ НАЕК 087:2015*. Методика визначення механічних властивостей металу за випробуваннями на твердість (перша редакція).
12. *Трощенко В.Т., Хамаза Л.А*. Деформационные критерии усталости сталей и методы определения их параметров, с. 26 – 43. Проблемы прочности № 6, 2010.

ПРОЕКТ 6.5

Розроблення експертної системи для моніторингу технічного стану та оцінки ризику руйнування наземних ділянок тривалоексплуатованих газопроводів

УДК 620.191.33

РОЗРОБЛЕННЯ ЕКСПЕРТНОЇ СИСТЕМИ ДЛЯ МОНІТОРИНГУ ТЕХНІЧНОГО СТАНУ ТА ОЦІНКИ РИЗИКУ РУЙНУВАННЯ НАЗЕМНИХ ДІЛЯНОК ТРИВАЛОЕКСПЛУАТОВАНИХ ГАЗОПРОВОДІВ

І.М. ДМИТРАХ, А.М. СИРОТЮК, О.Л. БІЛИЙ, Р.А. БАРНА, О.Л. ЛУТИЦЬКИЙ
(Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, м. Львів)

Розроблено діючий зразок портативного переносного діагностично-експертного комплексу, який включає засоби неруйнівного контролю (ультразвуковий дефектоскоп) та комп'ютерну експертну систему (на базі портативного комп'ютера) для оцінювання ризику руйнування та прогнозування можливості подальшої експлуатації наземних ділянок тривало експлуатованих газопроводів з корозійними та тріщиноподібними дефектами. Основу комп'ютерної експертної програми складає спеціальна діаграма в координатах «критичні значення глибини тріщиноподібних дефектів – форма дефекту», яка базується на критеріях механіки руйнування матеріалів і містить три характерні зони, а саме: безпечної експлуатації; експлуатації з прогнозованим розвитком дефектів та зону ризику катастрофічного руйнування. Для проведення порівняльного аналізу та експертних висновків комп'ютерна програма містить електронну базу даних про характерні експлуатаційні дефекти, пошкодження та руйнування тривало експлуатованих газових мереж, яку сформовано за час виконання даного проекту. Тестування та апробацію розробки здійснено на елементах труб з модельними дефектами, а також на дефектних трубах реальних газопроводів (УМГ «Прикарпаттрансгаз»). Запропонована розробка дозволяє безпосередньо на місці діагностики зробити науково обґрунтовані експертні висновки про ризик руйнування та безпечну експлуатацію дефектного елемента трубопроводу.

Ключові слова: *наземні ділянки газопроводів; корозійні та тріщиноподібні дефекти; ультразвукова дефектоскопія; комп'ютерна експертна система; критичні розміри дефектів; діаграма оцінювання роботоздатності дефектного трубопроводу*

Розроблення сучасних технічних засобів оцінювання міцності, ризику руйнування та залишкового ресурсу дефектних елементів відповідальних трубопровідних систем тривалої експлуатації, зокрема і наземних ділянок газопроводів є актуальною проблемою для вітчизняної інженерної практики [1–3]. Основною ідеєю даної роботи є реалізація можливості обґрунтованих експертних висновків про ризик руйнування та безпечну експлуатацію елемента трубопроводу безпосередньо на місці його діагностики. Наукову ідеологію розробки складають підходи механіки руйнування, зокрема концепція порогових (безпечних) та критичних розмірів дефектів та запропонована авторами методика побудови діаграм оцінювання роботоздатності дефектного трубопроводу [4].

Діагностично-експертний комплекс. Нами розроблено діючий зразок портативного переносного діагностично-експертного комплексу, який конструктивно складається із ультразвукового дефектоскопа УД4-76 із набором давачів та портативного комп'ютера TOSHIBA A110.

Моніторинг технічного стану та прогнозування можливого ризику руйнування елемента трубопроводу за допомогою діагностично-експертного комплексу здійснюється в наступній послідовності: діагностування елементу труби дефектоскопом УД4-76 з системою давачів; автоматизований комп'ютерний аналіз отриманих даних про дефектність труби за запропонованими критеріями механіки руйнування матеріалів; формування експертного висновку про стан діагностованої ділянки трубопроводу та рекомендацій щодо подальшої її експлуатації.

© І.М. ДМИТРАХ, А.М. СИРОТЮК, О.Л. БІЛИЙ, Р.А. БАРНА, О.Л. ЛУТИЦЬКИЙ, 2015

Схему технічної діагностики та оцінки ризику руйнування елемента трубопроводу наведено на рис. 1. У діагностично-експертному комплексі передбачено вибір та опрацювання результатів дефектоскопії ультразвуковими методами, залежно від особливостей конструктивних елементів, а також умов їх експлуатації. Для прикладу, для тонкостінних трубопроводів, перш за все увага звертається на процеси утворення корозійно-механічних виразок та зародження макротріщини. Водночас, для труб із товщиною стінки в декілька десятків міліметрів залишкову довговічність буде визначати стадія розвитку макротріщини в глибину стінки труби [4].

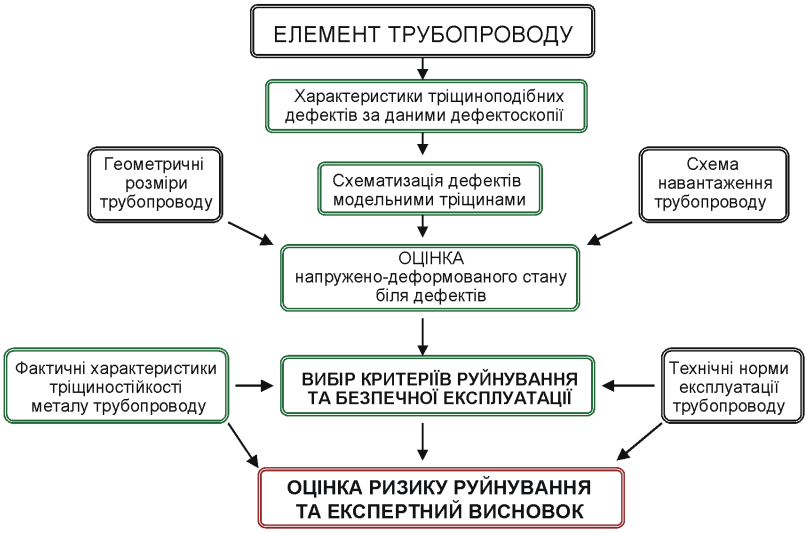


Рис. 1. Схема технічної діагностики та оцінки ризику руйнування елемента трубопроводу

Основою для отримання первинних даних про стан контрольованих об'єктів є неруйнівне ультразвукове діагностування елемента трубопроводу. Слід зауважити, що сучасні цифрові ультразвукові дефектоскопи є портативними і дозволяють виконувати роботи в польових умовах без виведення трубопроводів з експлуатації. Тому, як основне джерело отримання інформації про дефекти трубопроводу обрано дефектоскоп УД4-76 [5]. Він призначений для ручного неруйнівного контролю на наявність дефектів типу порушень суцільності та однорідності матеріалів готових виробів, напівфабрикатів та зварних (паяних) з'єднань; вимірювання глибини та координат залягання дефектів; вимірювання товщини виробів при односторонньому доступі до них; вимірювання відношень амплітуд сигналів, відбитих від дефектів; вимірювання еквівалентних розмірів дефектів; оцінювання швидкості розповсюдження ультразвукових коливань у різних матеріалах.

Даний дефектоскоп має ряд сервісних функцій, які закладено у ньому з врахуванням практичного досвіду діагностики стану матеріалів та конструкцій та потреб експертів. Окрім цього, дефектоскоп УД4-76 має ряд програмних інструментів, які дозволяють оперативно, за даними дефектоскопії оцінити розміри дефектів та визначити їхнє розміщення. Оператору слід ввести інформацію про матеріал, його особливості з точки зору поширення ультразвуку, вказати ту частину отриманого сигналу, яка його цікавить і дефектоскоп виведе результати розрахунків геометричних характеристик дефекту, який відповідає вказаній області даних.

Важливою характеристикою дефектоскопу є можливість його підключення до персонального, зокрема портативного, комп'ютера. Це дозволяє автоматично переносити результати сканування в комп'ютер, зі збереженням їх у централізованій базі даних, з метою подальшого аналізу та обробки. Маючи в своєму розпорядженні результати вимірювань та аналізу отримані у різні моменти часу впродовж деякого періоду моніторингу об'єктів оператор може відслідковувати зміни характеристик та стану конструкції в часі, що дозволяє прогнозувати розвиток процесів деградації та тривалість збереження робочих властивостей тих чи інших ділянок, а також конструкції в цілому.

Комп'ютерна експертна програма для оцінювання працездатності та можливості подальшої безпечної експлуатації дефектних трубопроводів. Основою експертної системи є програмний продукт, побудований на базі оригінальних, розроблених у Фізико-механічному інституті ім. Г.В. Карпенка НАН України, алгоритмів та методів механіки руйнування матеріалів [4, 6, 7]. Він дозволяє за результатами

автоматизованої обробки даних ультразвукових обстежень та визначення розмірів і розміщення дефектів здійснювати розрахункове оцінювання ступеня критичності дефектів і формувати на цій основі експертні висновки та рекомендації щодо можливості подальшої безпечної експлуатації трубопроводу чи його окремих ділянок [4, 8].

Основними параметрами для чисельного оцінювання міцності та довговічності є характеристики циклічної (втомної) тріщиностійкості матеріалів трубопроводів [4, 9]. За експериментальними даними будують базові діаграми циклічної тріщиностійкості – залежності швидкості росту корозійно-втомної тріщини dc/dN від параметра ΔK_{I}. Такі діаграми обмежують двома граничними значеннями: нижнім ΔK_{th}, яке відповідає значенню ΔK_{I}, при якому не відбувається ріст корозійно-втомної тріщини і верхнім ΔK_{fc} – при якому настає спонтанний (катастрофічний) ріст тріщини.

Для сталей трубопроводів базові діаграми циклічної тріщиностійкості мають вигляд прямолінійних ділянок у подвійній логарифмічній системі координат, кожна з яких описана степеневою залежністю типу Паріса $dc/dN = C \cdot \left(\Delta K_{\mathrm{I}} \right)^n$, де C і n – константи, що характеризують систему «матеріал–середовище».

Для внесення тріщиноподібного дефекту у стінці трубопроводу з внутрішнім діаметром d та товщиною t у процес моделювання [4, 10] він описується півеліптичною тріщиною із розмірами півосей a та c.

Тут вважають, що зі збільшенням циклів навантаження N, дефект розвивається зберігаючи півеліптичну форму, при цьому співвідношення півосей a та c є величиною змінною, тобто $c/a = f\left(C_m, N\right)$ і залежить від системи «матеріал–середовище», що характеризується деякими сталими C_m.

Опір поширенню тріщини, як в напрямку півосі c, так і в напрямку півосі a, повністю визначається діаграмою циклічної тріщиностійкості металу трубопроводу одержаною за заданих експлуатаційних умов, яку аналітично описують степеневою залежністю $dc/dN = C\left(\Delta K\right)^n$ чи $da/dN = C\left(\Delta K\right)^n$.

Такі модельні (еквівалентні) тріщини є об’єктом подальшого оцінювання за підходами механіки руйнування. Для цього використовують наступні критерії.

Критерій безпечної експлуатації за пороговою глибиною тріщини. Оцінку корозійно-механічних дефектів тріщиноподібного типу за критерієм порогової глибини c_{th} та форми c/a напівеліптичної тріщини здійснювали на основі її взаємозв’язку з пороговими значеннями КІН ΔK_{th}. Це дає змогу, враховуючи експериментальні дані про циклічну тріщиностійкість матеріалу труби та дані діагностики стану трубопроводів (тобто розміри та форму тріщин), оцінити потенційну можливість розвитку тріщин за подальшої експлуатації, а також ступінь ризику руйнування трубопроводу.

Тут, під пороговим розміром тріщини вважали напівеліптичну тріщину фіксованої форми (c/a) та глибиною $c = c_{th}$, у вершині якої КІН рівний пороговому ($K_{\mathrm{I}} = K_{th}$). Таким чином, критерієм безпечного тріщиноподібного дефекту буде умова $c \le c_{th}\left(K_{th}\right)$ при $\left(c/a\right) = \mathrm{const}$.

Тобто, всі виявлені при діагностичному огляді дефекти глибиною $c \le c_{th}$ вважаються безпечними, оскільки не мають потенційної здатності до подальшого розвитку.

Критерій безпечної експлуатації трубопроводу за граничною швидкістю росту наявних тріщин. Розглянуто випадок розрахунку допустимої глибини c_* тріщини, для забезпечення безаварійної роботи трубопроводу між двома черговими профілактичними оглядами. Його пропонується здійснювати за критерієм приросту Δc виявленого тріщиноподібного дефекта глибиною c_0, тобто $\Delta c \le \Delta c_*$ при $\Delta N = \Delta N_*$, де Δc_* – допустимий приріст тріщини в глибину; ΔN_* – планова кількість циклів навантаження впродовж експлуатації трубопроводу між двома профілактичними оглядами.

Фізично це означає оцінювання за деякою граничною швидкістю $\left(dc/dN\right)_*$ розвитку корозійно-втомної тріщини впродовж запланованого терміну експлуатації трубопроводу $dc/dN \le \left(dc/dN\right)_*$.

Так, наприклад, якщо виберемо значення $\left(dc/dN\right)_* = 10^{-4}$ мм/цикл, то це означає, що наявні в трубопроводі тріщини глибиною c_i можуть максимально розвинутись на 1 мм впродовж 10000 циклів навантаження.

Процедура визначення допустимої глибини тріщини c_* у стінці трубопроводу, при заданих значеннях Δc_* та ΔN_*, є наступною. Спочатку визначають граничну швидкість росту корозійно-втомної тріщини $(dc/dN)_*$, як $\left(dc/dN\right)_* = \Delta c_*/\Delta N_*$. За цією величиною, з діаграми циклічної тріщиностійкості матеріалу, що розглядають, визначають відповідне значення розмаху КІН ΔK_*. На основі цього значення розраховують допустиму глибину тріщини c_* із відомої формули [9] для підрахунку КІН $\Delta K_{\rm I}$, яка є функцією робочого навантаження на трубопровід, його геометричних розмірів та геометрії тріщиноподібного дефекту.

Оцінка ризику крихкого катастрофічного руйнування. Така оцінка здійснюється за відомим критерієм механіки крихкого руйнування ($K_{\rm I} \le K_{fc}$) [9], де K_{fc} – циклічна в'язкість руйнування. Тут під критичним розміром тріщини розуміють напівеліптичну тріщину фіксованої форми c/a та глибиною $c = c_{fc}$, у вершині якої КІН рівний критичному, тобто $K_{\rm I} = K_{fc}$.

Таким чином, критерієм критичного тріщиноподібного дефекту буде умова $c \le c_{fc}\left(K_{fc}\right)$ при $\left(c/a\right) = \text{const}$.

Тобто, усі виявлені при діагностичному огляді дефекти глибиною близькою до значення c_{th} є критично небезпечними, оскільки мають потенційну здатність до спонтанного поширення, що може призвести до катастрофічного руйнування трубопроводу.

Діаграма оцінки роботоздатності та ризику руйнування трубопроводу з тріщиноподібними дефектами. Експертні оцінки можливого ризику руйнування трубопроводів, які знаходяться під дією пульсуючого тиску робочого середовища, можуть бути здійснені на підставі критеріїв викладених вище.

Для цього, на їх основі для кожного розглядуваного трубопроводу будують спеціальні діаграми в координатах «характеристичні значення глибини тріщиноподібних дефектів – форма дефекту» (рис. 2). Така діаграма містить три характерні зони. По-перше це зона безпечної експлуатації трубопроводу, що знаходиться нижче кривої $c_{th} = F_1\left(c/a\right)$. Це стосується випадку коли глибина всіх виявлених при діагностичному огляді дефектів є меншою за порогове значення, тобто $c \le c_{th}$. Такі дефекти вважають безпечними, оскільки вони не мають потенційної здатності до подальшого розвитку.

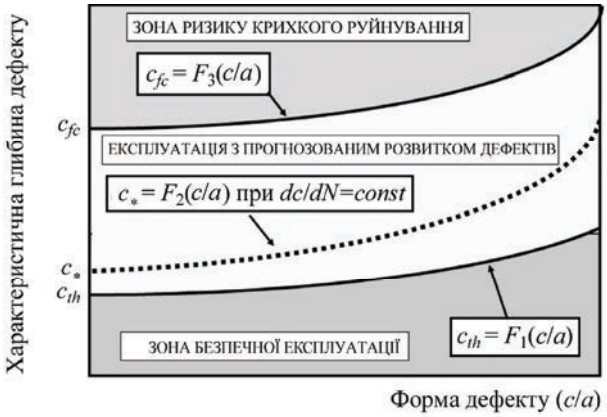


Рис. 2. Діаграма оцінки роботоздатності та ризику руйнування трубопроводу з тріщиноподібними дефектами

Друга зона – це зона експлуатації з прогнозованим розвитком наявних тріщиноподібних дефектів. Це означає, що впродовж певного запланованого терміну експлуатації трубопроводу допускається розвиток існуючих тріщин зі швидкістю, що не перевищує деяку встановлену граничну, тобто

$dc/dN \le (dc/dN)_*$. Значення $(dc/dN)_*$ вибирають відповідно технічним нормам експлуатації трубопроводу, а також конкретної виробничої ситуації.

За вибраним значенням граничної швидкості $(dc/dN)_*$ розраховують криву $c_* = F_2(c/a)$. Всі наявні в трубопроводі тріщиноподібні дефекти глибиною $c_i \le c_*$ розвиватимуться зі швидкістю нижче граничної і можуть вважатись умовно безпечними для даного випадку.

Третя зона – зона ризику крихкого руйнування, яка знаходиться вище кривої $c_{fc} = F_3(c/a)$. Тобто для всіх виявлених при діагностичному огляді дефектів глибиною $c_i \ge c_{fc}$ реалізується критерій катастрофічного руйнування і експлуатація трубопроводу з такими дефектами недопустима.

Після накладання на діаграму (рис. 2) точок, які відповідають виявленим дефектам можна чітко і однозначно встановлювати характер небезпечності кожного дефекту за місцем його розташування у характерних зонах діаграми.

Якщо дефект розташований в області, яка знаходиться нижче кривої $c_{th} = F_1(c/a)$, то такий дефект вважають безпечним, і який не має потенційної здатності до подальшого розвитку. Дана зона містить дефекти, глибина яких є меншою за порогове значення $c \le c_{th}$.

У другій зоні розміщені дефекти, які вважають умовно безпечними. Для них допускається розвиток та ріст у глибину, але зі швидкістю меншою за деяке встановлене граничне значення $dc/dN \le (dc/dN)_*$, яке вибирають згідно умов та норм експлуатації трубопроводу. За вибраним значенням граничної швидкості $(dc/dN)_*$ розраховують криву $c_* = F_2(c/a)$. Дефекти даної зони мають глибину $c_i \le c_*$ і будуть розвиватись зі швидкістю нижче граничної, тобто, що за вказаний термін експлуатації вони не досягнуть критичного розміру.

Якщо ж дефект трубопроводу попадає у третю зону – зону крихкого руйнування, тоді подальша експлуатація труби є недопустима, оскільки такі дефекти у будь-який момент можуть різко збільшитися, що призведе до руйнування труби.

Викладені вище критерії складають основу *експертної комп'ютерної програми* для оцінки працездатності та ризику руйнування трубопроводу. Програма складається з п'яти взаємопов'язаних блоків (вікон): головне (стартове) вікно; база даних про газопровід; база даних тріщиноподібних дефектів, виявлених під час діагностичного огляду газопроводу; розрахункове вікно програми; вікно побудови діаграм оцінки роботоздатності дефектного трубопроводу.

Окрім цього, для спрощення процесу введення даних про дефекти трубопроводу у програмну підсистему вмонтовано програмний блок автоматизованого аналізу даних дефектоскопу, виділення та опрацювання у них областей, які несуть інформацію про дефекти. Блок обробки даних вимірювань дефектоскопу отримує дані, проводить їхню попередню обробку з видаленням шумових складових, у автоматизованому режимі виділяє області з великим рівнем сигналу, обраховує їхні геометричні параметри, проводить апроксимацію та передає інформацію у підсистему моделювання (рис. 3).

Тут здійснюється (рис. 3) схематизація кожного дефекту еквівалентною півеліптичною тріщиною зі співвідношенням півосей $(c/a)_i$. Функціональна база вікна реалізована за допомогою мови CLR (Common Language Runtime) – це компонент пакета Microsoft.NET Framework, віртуальна машина, на якій виконують всі мови платформи NET Framework. У підсумку дефектність трубопроводу подають як сукупність півеліптичних тріщин розмірами $(c/a)_i$. Ці дані програма використовує для експертного розрахункового оцінювання працездатності розглядуваного дефектного трубопроводу. Слід зауважити, що відповідно до термінів діагностичних оглядів трубопроводів база даних тріщиноподібних дефектів постійно доповнюється і, таким чином, у програмі зберігається вся історія пошкоджуваності ділянок трубопроводу впродовж його тривалої експлуатації.

Головне розрахункове вікно програми для чисельної оцінки допустимої глибини тріщиноподібних дефектів у стінках газопроводу є багатофункціональним (рис. 4). Тут, в першу чергу, задаються параметри трубопровода: товщина стінки, зовнішній діаметр, тиск середовища та коефіцієнт овальності, який визначає розташування дефекту (прямолінійна ділянка або згин). Критеріальні параметри можна задавати

вручну або користуватися вбудованою базою, що міститься в експертній системі. Це стосується всіх трьох критеріїв, за якими розраховують допустиму чи критичну глибину дефекта, а також ту, яка дає можливість оцінити, на якій стадії необхідні оглядові роботи на об'єкті.

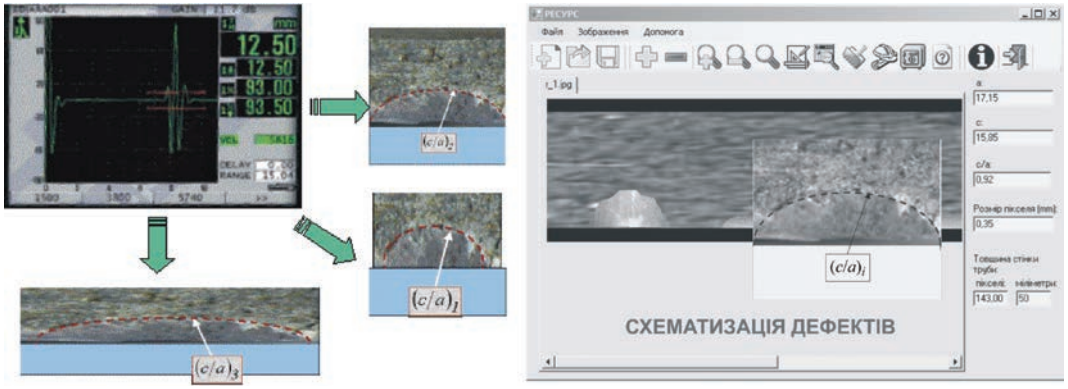


Рис. 3. Схематизація кожного дефекту еквівалентною півеліптичною тріщиною зі співвідношенням півосей $(c/a)_i$

Рис. 4. Головне розрахункове вікно експертної системи

Слід зауважити, що система оцінює як глибину одиничного дефекта, тобто на виході одержимо порогову глибину дефекту c_{th}, глибину дефекту c_* при деякій фіксованій швидкості його росту $dc/dN = 10^{-m}$ мм/цикл і критичну його глибину c_{fc}, так і потенційну небезпеку сукупності дефектів, виявлених на об'єкті. Тут для кожного розглядуваного трубопроводу і заданих умов його експлуатації програма розраховує відповідну діаграму оцінки працездатності та ризику його руйнування (див. рис. 4). На таку діаграму автоматично наносяться дані про дефектність трубопроводу як сукупність півеліптичних тріщин розмірами $(c/a)_i$. Підсумкова діаграма (рис. 5) є базисом для кінцевого експертного висновку про працездатність та потенційний ризик руйнування кожної ділянки трубопроводу. При цьому в програмі враховують зміну таких параметрів: фактичного стану металу на даній ділянці газопроводу; реального складу робочого середовища; геометричних розмірів конструктивного елемента; специфіки експлуатаційних навантажень; форми тріщиноподібного дефекта та місця його розташування у трубопроводі.

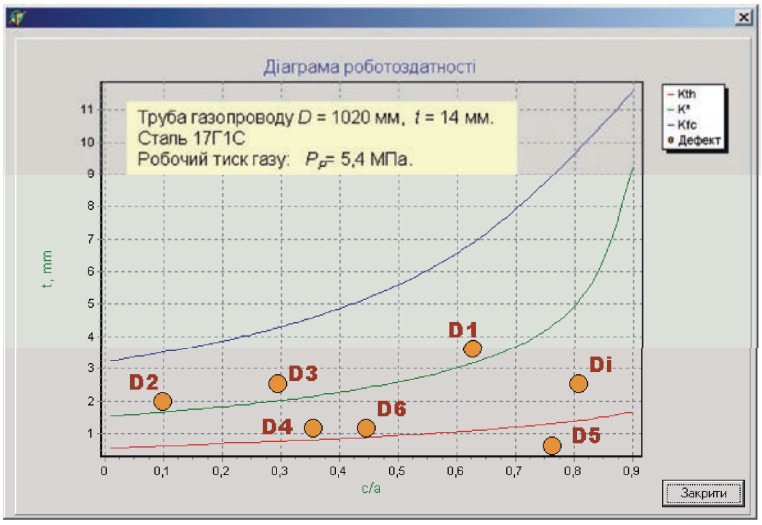


Рис. 5. Приклад оцінки працездатності трубопроводу за аналізом виявлених дефектів[1]

Вплив експлуатаційних чинників на пошкоджуваність газопроводів. Під час тривалої експлуатації газопроводи зазнають впливу зовнішнього та внутрішнього корозійного середовища, а також режимів експлуатації (періодичної зміни тиску, температурних впливів, зсувів ґрунту тощо) [10–14]. Численними дослідженнями доведено, що руйнування елементів газопроводів під впливом сумісної дії механічних навантажень та робочих корозійних середовищ обумовлене рядом фізико-хімічних локалізованих процесів утворення та розвитку на поверхнях труб локальної корозії (пітинги, корозійні виразки). При цьому поряд з місцями підвищеної концентрації напружень (отвори, вирізи, щілини та інші технологічні та конструктивні концентратори напружень), ці процеси часто виникають і на гладких деформованих поверхнях, що зумовлено гетерогенністю їх фізико-хімічного стану [9, 15, 16]. Ці первинні корозійно-механічні пошкодження під час експлуатації є джерелом накопичення необоротних мікропластичних деформацій. Саме на поверхні цих тріщиноподібних дефектів зароджуються мікротріщини, які розвиваючись утворюють макротріщину, стабільне поширення якої у глибину стінки труби призводить до її спонтанного руйнування [2].

Таким чином, аварійні ситуації на магістральних газопроводах виникають внаслідок корозії зовнішньої і внутрішньої поверхонь труби [2, 17, 18]. Корозійні середовища, які впливають на зовнішнє руйнування поверхні труби здебільшого мають слабо кислий характер (pH 6,0), і тільки на ділянках зрошувальних земель, із сильно заболоченими та торф'яними ґрунтами, заплавах річок їх корозійна активність різко зростає (pH 2,6…2,9). Ґрунтова корозія [2] металів труб характеризується виразковим корозійним руйнуванням внаслідок виникнення макрокорозійних пар через кисневу проникливість на окремих ділянках ґрунту. Причому швидкість локальної чи пітингової корозії може бути у 10 раз вищою, ніж загальної, і становити 0,25…0,30 мм/рік. Внутрішня корозія визначається специфікою продуктів, що транспортуються [2].

Крім того на трубопроводах, термін експлуатації яких становить 20 і більше років є загроза корозійного розтріскування металу труби [2, 17], причому, як в слабо лужному – pH 7,5…9,0 (класичне розтріскування) так і в слабо кислому – pH 5,5…7,0 (некласичне розтріскування) корозивних середовищах.

Специфіка експлуатації газопроводів [2, 14] полягає в тому, що тиск газу змінюється по довжині трубопроводу і в часі, зумовлюючи втомні навантаження, в результаті нерівномірного споживання і відбору, включення і виключення компресорних і насосних агрегатів, перекриття запірних пристроїв. Такі зміни тиску для газопроводів складають ≈ 20 %.

Вплив таких корозійно-втомних навантажень визначають за підходами механіки руйнування в корозійних середовищах [7, 9], в рамках якої характеристики корозійної тріщиностійкості конструкційних

[1] Магістральний газопровід «Київ – Західна Україна»: D = 1020 мм, t = 14 мм. Сталь 17Г1С (σ_B=562,5 МПа, $\sigma_{0,2}$=357,5 МПа, δ = 27 %). Максимальний робочий тиск газу: p_p = 5,4 МПа. Термін експлуатації – 41 рік. Дані про дефектність вказаного трубопроводу надані співробітниками Івано-Франківського національного технічного університету нафти та газу (Івано-Франківськ).

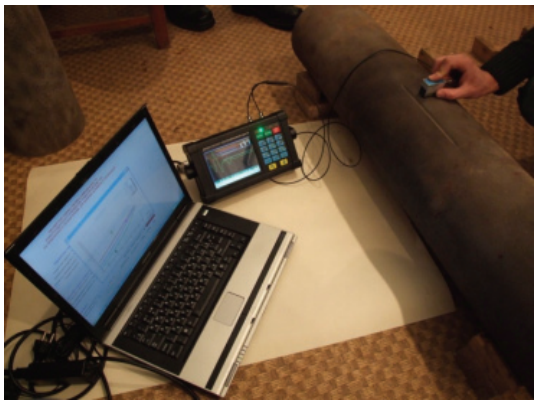
матеріалів розглядають як найбільш адекватну основу для оцінки фізико-хімічного стану та залишкового ресурсу дефектних трубопроводів у заданих експлуатаційних умовах.

На основі проведених випробувань побудовано діаграми циклічної корозійної тріщиностійкості для досліджуваних систем «матеріал-середовище», які дають можливість прогнозувати залишковий ресурс газопроводів та інтерпретувати виявлені методами технічної діагностики корозійно-втомні дефекти [2, 10, 19].

Тестування та апробація діагностично-експертного комплексу на елементах дефектних труб. У лабораторних умовах здійснено комплекс тестових випробувань розробки, а також проведено роботи з виявлення реальних дефектів в тривало експлуатованих трубах газопроводів (УМГ «Прикарпаттрансгаз»).

Зокрема, тестування діагностично-експертного комплексу здійснено на елементах труб із модельними (штучно створеними) дефектами (рис. 6*а*). Ці зразки моделювали елемент труби із осьовим надрізом – концентратором напружень півеліптичної форми. При цьому тестувались зразки з модельними дефектами різної форми, тобто відношення півосей еліпса було різним: $c/a = 0,05...0,3$, що відповідало різним типам реальних експлуатаційних пошкоджень трубопроводів (корозійна боріздка та корозійний пітинг). А також проведено випробування з виявлення реальних дефектів у тривало експлуатованих трубах газопроводів УМГ «Прикарпаттрансгаз» (рис. 6, *б*).

а



б

Рис. 6. Тестування лабораторного зразка експертної системи на елементах труб з дефектами

Запропонована розробка дозволяє безпосередньо на місці діагностики зробити науково обґрунтовані експертні висновки про ризик руйнування та безпечну експлуатацію дефектного елемента трубопроводу. На сьогоднішній день вона краща за існуючі в Україні аналоги за всіма основними показниками, оскільки базується на сучасних підходах механіки руйнування матеріалів і міцності конструкцій, що враховують вплив робочих агресивних середовищ. Це дає змогу дати диференційовану оцінку розмірів допустимих дефектів залежно від стану матеріалу трубопроводу, характеру експлуатаційних навантажень та специфіки транспортованих продуктів.

Висновки

Розроблено діючий зразок портативного переносного діагностично-експертного комплексу, який включає засоби неруйнівного контролю (ультразвуковий дефектоскоп) та комп'ютерну експертну систему (на базі портативного комп'ютера) для оцінки ризику руйнування та прогнозування можливості подальшої експлуатації наземних ділянок тривало експлуатованих газопроводів з корозійними та тріщиноподібними дефектами. Основу комп'ютерної експертної програми складає спеціальна діаграма в координатах «критичні значення глибини тріщиноподібних дефектів – форма дефекту», яка базується на критеріях механіки руйнування матеріалів і містить три характерні зони, а саме: безпечної експлуатації; експлуатації з прогнозованим розвитком дефектів та зону ризику катастрофічного руйнування.

Розроблений дослідний зразок експертної системи пройшов наладку та тестування у лабораторних умовах для виявлення модельних дефектів в елементах труб, де засвідчив свою працездатність та ефективність. Практичне впровадження результатів роботи здійснюється у виробничих підрозділах Управління магістральних газопроводів «Прикарпаттрансгаз» (Івано-Франківськ), де проводяться роботи з виявлення реальних дефектів у тривало експлуатованих трубах наземних ділянок газопроводів.

1. *Корозійно-воднева* деградація нафтових і газових трубопроводів та її запобігання [Текст]: наук.-техн. посіб.: у 3-х томах / Є. І. Крижанівський, Г. М. Никифорчин; за ред. В. В. Панасюка. – Т. 2: Деградація нафтопроводів і резервуарів та її запобігання. – Івано-Франківськ: вид-во Івано-Франківського національного технічного університету нафти і газу, 2011. – 447 с.
2. *Корозійно-воднева* деградація нафтових і газових трубопроводів та її запобігання [Текст]: наук.-техн. посіб.: у 3-х томах / Є. І. Крижанівський, Г. М. Никифорчин; за ред. В. В. Панасюка. – Т. 3: Деградація газопроводів та її запобігання. – Івано-Франківськ: вид-во Івано-Франківського національного технічного університету нафти і газу, 2012. – 433 с.
3. *Механіка* руйнування та міцність матеріалів [Текст]: довідн. посіб. / За заг. ред. В. В. Панасюка. – Т. 11: Міцність і довговічність нафтогазових трубопроводів і резервуарів / Г. М. Никифорчин, С. Г. Поляков, В. А. Черватюк, І. В. Ориняк та ін.: [за ред. Г. М. Никифорчина]. – Львів: Сполом, 2009. – 504 с.
4. *Механіка* руйнування та міцність матеріалів [Текст]: довідн. посіб. / За заг. ред. В. В. Панасюка. – Т. 13: Працездатність матеріалів і елементів конструкцій з гострокінцевими концентраторами напружень / І. М. Дмитрах, Л. Тот, О. Л. Білий, А. М. Сиротюк: [за ред. В. В. Панасюка]. – Львів: Сполом, 2012. – 316 с.
5. *Дефектоскоп* ультразвуковой УД4-76. Руководство по эксплуатации УД4-76. 23535778.04.01.06РЭ. – К., 2010. – 113 с.
6. *Механика* разрушения и прочность материалов [Текст]: справ. пособ. / Под общ. ред. В. В. Панасюка. – Т. 2: Коэффициенты интенсивности напряжений в телах с трещинами / М. П. Саврук. – К.: Наукова думка, 1988. – 620 с.
7. *Механика* разрушения и прочность материалов [Текст]: справ. пособ. / Под общ. ред. В.В. Панасюка. – Т. 4: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О. Н. Романив, С. Я. Ярема, Г. Н. Никифорчин и др. – К.: Наукова думка, 1990. – 680 с.
8. *Dmytrakh I. M.* Corrosion fatigue cracking and failure risk assessment of pipelines / Safety, Reliability and Risks Associated with Water, Oil and Gas Pipelines [NATO Science for Peace and Security]: Series C: Environmental Security. – Netherlands: Springer, 2008. – P. 99–113.
9. *Дмитрах І.М., Панасюк В. В.* Вплив корозійних середовищ на локальне руйнування металів біля концентраторів напружень. – Львів: Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка, 1999. – 342 с.
10. *ВБН В.2.3-00018201.04-2000*. Розрахунки на міцність діючих магістральних трубопроводів з дефектами. – К.: Держнафтогазпром України, 2000. – 57 с. – (Відомчі будівельні норми України).
11. *Кичма А*. Оцінка корозійного стану газопроводів за результатами внутрітрубної діагностики / Андрій Кичма, Роман Коваль, Юрій Банахевич [та ін.] // Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів (Корозія-2002): у 2-х томах [спецвипуск журналу «Фізико-хімічна механіка матеріалів»]: VI міжн. конф.-вист., 4–6 черв. 2002 р.: збірник праць. – 2002. – Спец. вип. № 3. – С. 802–806.
12. *Щербаков С. Г*. Проблемы трубопроводного транспорта нефти и газа. – М.: Наука, 1982. – 207 с.
13. *Грабовський Р. С*. Встановлення ресурсних можливостей тривало експлуатованих нафтогазопроводів // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2009. – Т. 45, № 2. – С. 145–152.
14. *Крижанівський Є. І., Тараєвський О. С.* Вплив нерівномірності газоспоживання на напружений стан трубопроводу // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – 2004. – № 3 (12). – С. 31–34.
15. *Дмитрах І. М., Сиротюк А. М., Лещак Р. Л. та ін.* Методика для досліджень особливостей взаємодії деформованих поверхонь металу трубопроводів з воденьвмісними середовищами // Науковий вісник Івано-Франківського національного технічного університету нафти та газу. – 2013. – Т. 35, № 2. – С. 144–154.
16. *Дмитрах І. М., Сиротюк А. М., Лутицький О. Л. та ін.* Порівняльні дослідження руйнування труб під тиском газоподібного водню та чистого метану // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – 2013. – Т. 49, № 4. – С. 34–44.
17. *Поляков С., Клименко А., Ниркова Л. та ін.* Електрохімічний моніторинг магістральних трубопроводів на корозійно-небезпечних ділянках // Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів (Корозія–2008): у 2-х т. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2008. – Спец. вип. № 7. – Т. 2. – С. 761–766.
18. *Поляков С., Ниркова Л., Клименко А. та ін.* Корозія внутрішньої поверхні магістральних газопроводів // Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів (Корозія–2006): у 2-х т. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2006. – Спец. вип. № 5. – Т. 1. – С. 300–304.
19. *Ориняк І. В., Бородій М. В., Батура А. С.* Наукові і організаційні засади впровадження ризик-аналізу в практику управління цілістю магістральних трубопроводів // Цільова комплексна програма НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин»: [зб. наук. статей за результатами, отриманими в 2004–2006 рр. / наук. кер. Б. Є. Патон]. – К.: Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона, 2006. – С. 11–15.

ПРОЕКТ 6.6

Розроблення методів оцінювання залишкового ресурсу труб магістральних нафтогазопроводів за маневреного режиму їх експлуатації з врахуванням дефектності, стану матеріалу і впливу фізико-хімічних чинників зовнішнього середовища

УДК 539.4:669.778

ОЦІНЮВАННЯ ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ ТРУБ МАГІСТРАЛЬНИХ НАФТОГАЗОПРОВОДІВ ЗА МАНЕВРОВОГО РЕЖИМУ ЇХ ЕКСПЛУАТАЦІЇ З УРАХУВАННЯМ ДЕФЕКТНОСТІ, СТАНУ МАТЕРІАЛУ І ВПЛИВУ ФІЗИКО-ХІМІЧНИХ ЧИННИКІВ ЗОВНІШНЬОГО СЕРЕДОВИЩА

Члени- кореспонденти НАН України **О.Є. АНДРЕЙКІВ**[1], **Р.М. КУШНІР**[1], **І.М. МАХОРКІН**[1], канд. фіз.-мат. наук, **О.Т. ЦИРУЛЬНИК**[2], доктор техн. наук, **І.П. ШТОЙКО**[2], магістр
([1]Ін-т прикладних проблем механіки і математики ім. Я.С. Підстригача НАН України,
[2]Фізико-механічний ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України)

На основі законів термодинаміки і основних положень фізико-хімічної механіки руйнування розроблений метод визначення залишкового ресурсу труб нафтопроводів із внутрішніми поверхневими тріщинами за ламінарного і турбулентного потоків нафти, дії корозійно активної підтоварної води і гідроударів. Коректність і достовірність даного методу перевірена на тестових задачах та підтверджена результатами експериментальних досліджень. Згаданий метод застосований також для визначення залишкового ресурсу труби газопроводу із сталі Х60 за довготривалого тиску, впливу ґрунтової корозії, наводнення стінки труби при катодному захисті та відкриття–закриття засувок в трубі.

***Ключові слова**: маневровий режим експлуатації, докритичний ріст корозійно-механічної тріщини, гідроудари, ламінарний і турбулентний потоки нафти, залишковий ресурс, тривала експлуатація, тріщиностійкість, корозія, корозійно-механічне руйнування*

Аналіз причин аварій магістральних нафтогазопроводів дозволив в багатьох випадках встановити, що відмови роботи пов`язані з розривами по металу в цілому, або по кільцевим стиковим швам. Більшість труб руйнуються внаслідок корозійних пошкоджень, аварій викликаних незадовільною якістю металу, що характеризується недостатньою пластичністю, ударною в`язкістю, неякісними лініями сплавлення заводських швів, а особливо, гідроударами і вібрацією труб внаслідок турбулентності потоку нафти при інтенсивному її перепомповуванні.

Причинами виникнення гідроударів, пульсацій тиску і підвищених рівнів вібрацій є: короткі замикання і провали енергопостачання, аварійні відключення електроживлення працюючих помпових агрегатів; спрацьовування зворотних клапанів, швидке закриття або відкриття запобіжної або замково-регулюючої арматури; збої автоматизованих систем управління технологічними процесами, помилкові спрацьовування технологічних захистів; періодичні зупинки, повторні пуски, а також комутаційні перемикання помп; помилкові дії обслуговуючого персоналу, що в цілому відноситься до характеристик маневрового режиму експлуатації нафтогазопроводу. Цим питанням і присвячена дана робота, в якій на основі аналізу і синтезу відповідних відомих в літературі результатів наукових досліджень, а особливо, які містяться в роботах [1-9], розроблений метод визначення залишкового ресурсу труб нафтопроводів з внутрішніми поверхневими тріщинами за ламінарного і турбулентного потоків нафти, дії корозійно активної підтоварної води і гідроударів, а також труб газопроводів за маневрового режиму експлуатації.

Розрахункова модель для визначення періоду докритичного росту поверхневої корозійно-механічної тріщини в пластині за довготривалого статичного навантаження і зосереджених в часі квазідинамічних

© О.Є. АНДРЕЙКІВ, Р.М. КУШНІР, І.М. МАХОРКІН, О.Т. ЦИРУЛЬНИК, І.П. ШТОЙКО, 2015

навантажень. Розглянемо пластину товщиною h з поверхневою півеліптичною тріщиною розмірами a,b (див. рис. 1), яка знаходиться під дією симетричного відносно площини розміщення тріщини навантаження F і корозійно-агресивного середовища, що викликають поширення корозійно-механічної тріщини. Вважаємо, що пластина розтягується постійними рівномірно розподіленими зусиллями інтенсивності p, а за деякі проміжки часу проходить її додаткове навантаження зосередженими в часі квазідинамічними навантаженнями амплітуди P. В даному випадку приймаємо, що за час росту тріщини проходить n таких додаткових зосереджених в часі навантажень. Задача полягає у визначенні залишкової довговічності такої пластини з врахуванням цих змін навантажень, тобто часу $t=t_*$, коли в результаті механічних навантажень і корозійно-агресивного середовища корозійно-механічна тріщина підросте до критичного розміру $a=h$.

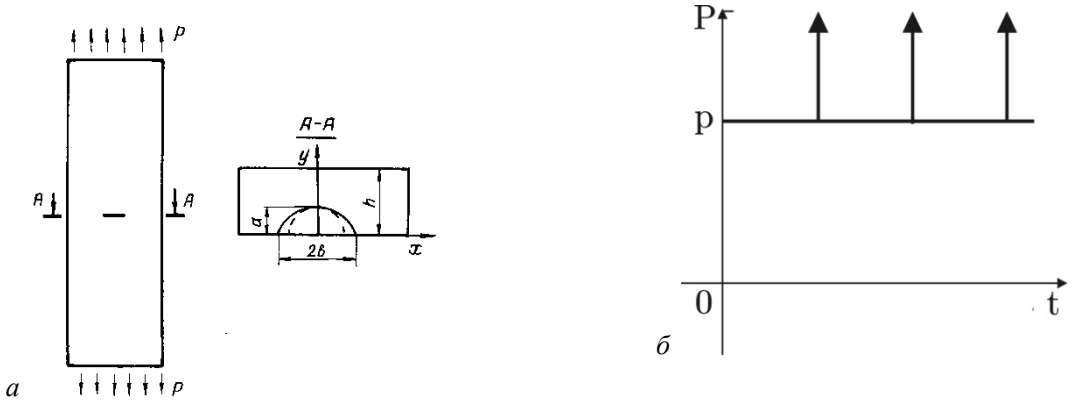


Рис. 1. Схема навантаження пластини з тріщиною (*а*) і зміни в часі параметра F зовнішнього навантаження (*б*)

Для розв'язання цієї задачі використаємо запропонований в роботах [10-12] енергетичний підхід, в основу якого покладений перший закон термодинаміки для випадку елементарного просування тріщини (стрибка) на величину Δl_c

$$A=W+\Gamma+Q+K\,. \tag{1}$$

Тут A – робота зовнішніх сил; W – енергія деформування тіла після збільшення площі тріщини S на величину ΔS_c, яку представимо в такому вигляді

$$W=W_{\mathrm{S}}+W_{\mathrm{p}}^{(1)}(S)+W_{\mathrm{p}}^{(2)}(S)\,, \tag{2}$$

де W_S – пружна складова W; $W_{\mathrm{p}}^{(1)}(S)$ – частина роботи пластичних деформацій, що викликані рівномірно розподіленими зусиллями p і залежить тільки від площі тріщини S; $W_{\mathrm{p}}^{(2)}(t)$ – частина роботи пластичних деформацій в зоні передруйнування, що викликані зосередженими в часі квазістатичними зусиллями P і залежить тільки від площі тріщини S; Γ – енергія руйнування тіла, яка залежить від площі тріщини S, характеристик середовища і часу t; Q – величина виділеної теплової енергії при руйнуванні тіла, яку вважають відносно малою величиною і нею будемо нехтувати при обчисленнях; K – кінетична енергія, яка в даному випадку буде також малою величиною.

Так як виконується умова балансу енергії (1), то звідси слідує, що буде виконуватися умова балансу швидкостей зміни складових енергій

$$\frac{\partial A}{\partial t}=\frac{\partial W}{\partial t}+\frac{\partial \Gamma}{\partial t}\,. \tag{3}$$

Підставляючи вираз (2) в (3), цю умову можемо записати в такому вигляді

$$\frac{\partial}{\partial S}\left[\Gamma-\left(A-W_{\mathrm{s}}-W_{\mathrm{p}}^{(1)}-W_{p}^{(2)}\right)\right]\frac{dS}{dt}-\frac{\partial}{\partial t}\Gamma=0. \tag{4}$$

Із рівняння (4) знайдемо величину швидкості поширення тріщини $V=dS/dt$

$$\frac{dS}{dt}=\frac{\partial}{\partial t}\Gamma\Big/\frac{\partial}{\partial S}\left[\Gamma-\left(A-W_{\mathrm{s}}-W_{\mathrm{p}}^{(1)}-W_{p}^{(2)}\right)\right]. \tag{5}$$

На основі результатів робіт [24, 26] вираз в квадратних дужках в правій частині рівняння (3) запишемо так

$$\frac{\partial}{\partial S}\left[\Gamma-\left(A-W_{s}-W_{p}^{(1)}-W_{p}^{(2)}\right)\right]=\gamma_{C}-\gamma_{t}-\frac{\partial W_{p}^{(2)}}{\partial S}, \tag{6}$$

де $\gamma_t=\delta_t\sigma_0-$ питома робота пластичних деформацій в зоні передруйнування біля вершини тріщини; $\gamma_C=\delta_{CC}\sigma_0-$ її критичне значення.

Невідомі величини Γ, $W_p^{(2)}(S)$ в рівнянні (6) будемо визначати аналогічно результатів праць [25, 26, 27], так

$$\Gamma=\Delta S_C\sigma_0\delta_{CC}, \qquad W_p^{(2)}(S)=0{,}25(1-R)^4\int_0^S\alpha_0\sigma_0\sum_{i=1}^{n}\delta(x-S_i)\left[\delta_{th}^2(x)-\delta_{scc}^2\right]dx. \tag{7}$$

Тут α_0- втомна характеристика матеріалу, яка визначається експериментально; δ_t- розкриття у вершині тріщини за навантаження p; $\delta_{th}-$ розкриття в вершині тріщини за навантаження P; $\delta_{CC}-$ його критичне значення за корозійного руйнування; $\delta_{scc}-$ нижнє порогове значення δ_t при якому тріщина не поширюється за корозійно-механічного навантаження; $R=\sqrt{\delta_t/\delta_{th}}$ - коефіцієнт асиметрії циклу; $\delta(x)-$ дельта-функція [13]; σ_0- усереднене значення напружень в зоні передруйнування; S_i- площа корозійно-механічної тріщини в момент i-го навантаження зусиллями P.

На основі результатів робіт [12, 14] довжину елементарного стрибка ΔS_c тріщини подамо як суму елементарного поширення тріщини S_a за рахунок анодного розчинення і механічного стрибка S_m внаслідок механічного навантаження і наводнення при електрохімічній корозії, тобто

$$\Delta S_c = S_a + S_m. \tag{8}$$

Використовуючи результати робіт [12, 15], величини ΔS_c, S_a, δ_{CC}, що входять у формули (2.7) і (2.8), можна визначити так

$$S_m=\beta\delta_t, S_a=Fm^{-1}n^{-1}\int_0^{t_*}i(t)dt, \delta_{CC}=\delta_C-AC_H(t_*). \tag{9}$$

Тут F - число Фарадея; m – грам-еквівалентна вага металу; n – валентність металу; β, A - константи, які визначаються із експерименту [12].

Підставляючи (6)-(9) в (5) з врахуванням відомих результатів праць [10-12], отримаємо рівняння для визначення періоду докритичного росту тріщини $t=t_*$ в пластині при дії постійних зусиль p і зосереджених в часі квазідинамічних навантажень P

$$\frac{dS}{dt}=\frac{[\partial(\delta_{CC}\Delta S_C)/\partial t]_{t=t_*}}{\delta_{CC}-\delta_t-0{,}25\alpha_0(1-R)^4\sum\limits_{i=1}^{n}\delta(S-S_i)\left[\delta_{th}^2(S)-\delta_t^2\right]}. \tag{10}$$

Для повноти математичної моделі до рівняння (10) додамо відповідно наступні початкову і кінцеву умови:

$$t=0,\ S(0)=S_0; \tag{11}$$

$$t=t_*,\ S(t_*)=S_*; \tag{12}$$

$$\gamma_t(S_*)=\gamma_C. \tag{13}$$

Якщо навантаження P відсутні і $W_{\mathrm{p}}^{(2)}(t)=0$, то рівняння (10) зведеться до вигляду

$$\frac{dS}{dt}=\frac{[\partial(\delta_{CC}\Delta S_C)/\partial t]_{t=t_*}}{\delta_{CC}-\delta_t}. \tag{14}$$

Як показують результати експериментальних досліджень [16, 17], для малих і середніх значень δ_t величина швидкості V_{sc} поширення корозійно-механічної тріщини є приблизно постійна і не змінюється із зміною δ_t, тобто

$$\frac{dS}{dt}=\frac{[\partial(\delta_{CC}\Delta S_C)/\partial t]_{t=t_*}}{\delta_{CC}-\delta_t}\approx V_{sc}. \tag{15}$$

Із (15) знайдемо, що

$$[\partial(\delta_{CC}\Delta S_C)/\partial t]_{t=t_*}=V_{sc}(\delta_{CC}-\delta_t). \tag{16}$$

На основі (16) рівняння (10) можна ще записати так

$$\frac{dl}{dt}=\frac{V_{sc}(\delta_{CC}-\delta_t)}{\delta_{CC}-\delta_t-0{,}25\alpha_0(1-R)^4\sum\limits_{i=1}^{n}\delta(l-l_i)\left[\delta_{th}^2(l)-\delta_t^2\right]}. \tag{17}$$

Інтегруючи рівняння (17) за умов (11), (12) і вважаючи, що тріщина макроскопічна, тобто виконуються співвідношення

$$\frac{\delta_t(S)}{\delta_{CC}}=\frac{K_{\mathrm{I}}^2(S)}{K_{\mathrm{IC}}^2},\ \delta_{scc}=\frac{K_{scc}^2}{\sigma_0 E},\ \delta_t(S)=\frac{K_{\mathrm{I}}^2(S)}{\sigma_0 E},$$

отримаємо

$$t_*=\int\limits_{l_0}^{S_*}V_{sc}^{-1}dS-\frac{\alpha_0(1-R)^4}{8V_{sc}E\sigma_0}\sum_{i=1}^{n}\left[K_{\mathrm{Ih}}^4(S_i)-K_{scc}^4\right]\left[K_{fC}^2(S_i)-K_{\mathrm{I}}^2(S_i)\right]^{-1}. \tag{18}$$

Тут значення критичної площі тріщини визначаємо з критерію Ірвіна

$$K_{\mathrm{I}}(S_*)=K_{\mathrm{f}C}. \tag{19}$$

Вважатимемо, що навантаження P відбувається в часи $t=t_i\,(i=1,...,n)$, коли корозійно-механічна тріщина поширюється на однакові площі $\Delta S=n^{-1}(S_*-S_0)$. Використовуючи теорему про середнє [13] за великих n, тобто при $\Delta S<<(S_*-S_0)$ вираз (18) запишемо, так:

$$t_* = V_{sc}^{-1}(l_* - l_0) - \frac{\alpha_0 (1-R)^4}{8 V_{sc} E \sigma_0} \frac{n}{l_* - l_0} \int_{l_0}^{l_*} \frac{\left[K_{\mathrm{Ih}}^4(l) - K_{scc}^4 \right]}{\left[K_{fC}^2 - K_I^2(l) \right]} dl \,. \tag{20}$$

Таким чином, співвідношення (20) при відомих значеннях $V_{sc}, \sigma_0, \alpha_0, K_{\mathrm{fC}}, K_{scc}, E, n$, визначає залишкову довговічність тонкостінних елементів конструкцій з тріщинами, які працюють за дії корозійно агресивного середовища, довготривалого статичного навантаження p і зосереджених в часі квазідинамічних навантажень P.

Оцінка залишкового ресурсу труби нафтопроводу з зовнішньою поверхневою корозійно-механічною тріщиною за довготривалого статичного тиску і багаторазових гідроударів. Довготривала дія експлуатаційних навантажень і навколишнього середовища прискорює розвиток наявних в трубах нафтопроводів і їх зварних з'єднань дефектів типу тріщин. Все це призводить до виникнення експлуатаційних відмов нафтопроводів. Тому для відвернення непередбаченого їх руйнування і запобігання аварійних ситуацій важливе значення має визначення їх залишкового ресурсу з врахуванням їх експлуатаційних факторів. Щоб знайти залишкову довговічність нафтопроводу в маневреному режимі його роботи (час до його розгерметизації), побудуємо розрахункову модель розвитку в стінці труби зовнішньої поверхневої півеліптичної тріщини з півосями початкових значень a_0, b_0. При цьому, згідно рис. 2 введемо наступні позначення: r – радіус труби; h – товщина стінки труби.

Вважаємо, що в середині труби нафтопроводу діє постійний тиск p, а за деякі проміжки часу раз проходить її додаткове навантаження зосередженими в часі квазідинамічними навантаженнями (гідроудари) амплітуди P. В даному випадку приймаємо, що за час росту тріщини проходить n таких додаткових зосереджених в часі навантажень. Задача полягає у визначенні залишкової довговічності такої труби з врахуванням цих змін навантажень, тобто корозійно-механічна тріщина проросте наскрізь стінки труби часу $t = t_*$, коли в результаті механічних навантажень і корозійно-агресивного середовища $b = h$ і вона роз герметизується (рис. 2).Дану задачу розв'язуємо на основі енергетичного підходу викладеного в попередньому розділі статті і зведемо до розв'язування наступних диференціального рівняння, початкових і кінцевих умов

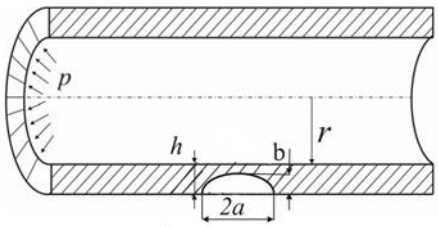


Рис. 2. Схема навантаження труби нафтопроводу з зовнішньою поверхневою тріщиною

$$\frac{dS}{dt} = \frac{\partial}{\partial t}\Gamma \Big/ \frac{\partial}{\partial S}\left[\Gamma - \left(A - W_{\mathrm{s}} - W_{\mathrm{p}}^{(1)} - W_p^{(2)} \right) \right]. \tag{21}$$

$$t = 0, \quad S(0) = S_0; \tag{22}$$

$$t = t_*, \quad S(t_*) = S_*. \tag{23}$$

Тут критичне значення площі тріщини $S = S_*$ знаходимо за формулою

$$S_* = \pi b(t_*) a(t_*), b(t_*) = h_1, \tag{24}$$

A – робота зовнішніх сил; W_s – пружна складова енергії деформації W; $W_{\mathrm{p}}^{(1)}(S)$ – частина роботи пластичних деформацій в зоні передруйнування біля контуру тріщини, що викликані тиском p і залежить лише від площі тріщини S; $W_{\mathrm{p}}^{(2)}(t)$ – частина роботи пластичних деформацій в зоні передруйнування, що викликані гідроударами амплітуди P і залежить тільки від площі тріщини S; Γ – енергія руйнування стінки труби, яка залежить від площі тріщини S, характеристик середовища і часу t.

Розв'язок задачі (21)–(24) пов'язаний із значними математичними труднощами. Тому для спрощення

процедури побудови розв'язку цієї задачі, не втрачаючи при цьому потрібної для інженерних цілей точності, застосуємо метод еквівалентних площ [18], згідно якого зміна площі тріщини розглядуваної конфігурації буде наближено така, як для півкругової тріщини радіуса ρ такої ж початкової площі. При цьому вважається, що швидкість поширення півколової тріщини у всіх точках її контуру буде однаковою. Враховуючи це, математичну модель (21)–(24) запишемо так

$$\frac{d\rho}{dt}=\frac{V_{sc}(K_{fc}^2-K_I^2)}{K_{fc}^2-K_I^2-0{,}25\alpha_0\sigma_0^{-1}E^{-1}(1-R)^4\sum\limits_{i=1}^{n}\delta(\rho-\rho_i)\left[K_{Ih}^4-K_{scc}^4\right]} \tag{25}$$

за початкової

$$t=0,\ \ \rho(0)=\rho_0=\sqrt{a_0b_0}; \tag{26}$$

і кінцевої умов

$$t=t_*,\ \ \rho(t_*)=h \tag{27}$$

Тут, ρ_i-радіус півколової тріщини в момент і-го просування тріщини. Коефіцієнт інтенсивності напружень K_{I} в даному випадку для півколової тріщини на основі праці [19] запишемо у вигляді

$$K_{\mathrm{I}}=0{,}7\sigma\sqrt{\pi h}\,f(\varepsilon),f(\varepsilon)=\sqrt{\varepsilon}\left(1+0{,}32\varepsilon^2\right)\left(1{,}04+0{,}23\varepsilon^2-0{,}11\varepsilon^4\right);$$

$$\varepsilon=\rho/h;\ \varepsilon_0=\rho_0h^{-1};\ \sigma=prh^{-1}. \tag{28}$$

Розрахунок будемо проводити для конкретної сталі труб нафтопроводів Х60. Інтегруючи рівняння (25) за умов (26), (27) і враховуючи (28), отримаємо

$$t_*=\int\limits_{\rho_0}^{h}V_{sc}^{-1}dl-\frac{\alpha_0(1-R)^4}{4V_{sc}E\sigma_0}\sum_{i=1}^{n}\left[K_{\mathrm{Ih}}^4(\rho_i)-K_{scc}^4\right]\left[K_{fC}^2-K_{\mathrm{I}}^2(\rho_i)\right]^{-1}. \tag{29}$$

Тут $K_{\mathrm{Ih}}^4(\rho_i)$ визначається за формулою (28) при $\sigma=\mathrm{Pr}h^{-1}$.

Вважаючи n достатньо великим, тобто підростання тріщини $\Delta\rho_i$ за кожним гідроударом достатньо малим порівняно із $\Delta\rho=(h-\rho_0)$, а також використовуючи теорему про середнє, співвідношення (29) можемо записати в наступній для розрахунку і аналізу формі

$$t_*=V_{sc}^{-1}h(1-\varepsilon_0)-\frac{\alpha_0\left(1-pP^{-1}\right)^4}{4V_{sc}E\sigma_0}\frac{n}{1-\varepsilon_0}\int\limits_{\varepsilon_0}^{1}\frac{\left[2{,}37P^4r^4h^{-2}f^4(\varepsilon)-K_{scc}^4\right]}{\left[K_{fC}^2-1{,}54p^2r^2h^{-1}f^2(\varepsilon)\right]}d\varepsilon\frac{1}{n}. \tag{30}$$

Розрахунок залишкової довговічності $t=t_*$ труб з врахуванням корозійного поширення тріщин будемо проводити для такої геометрії труб і силового навантаження: труба із сталі Х60 $r=0{,}71м,\ h=0{,}0187м$, $p=9МПа,P=12МПа$, а також механічних і корозійних характеристик для експлуатованих труб K_{SCC},=10 $МПа\sqrt{м}$, K_{fC}=101 $МПа\sqrt{м}$, $\sigma_0=485\ МПа$, $V_{sc}=17\cdot10^{-9}м/год$. Для числової реалізації даної задачі, співвідношення (30) запишемо через вказані вище геометричні і силові параметри, а також характеристики матеріалів для сталі Х60 в такому вигляді :

$$t_*=125{,}6\cdot(1-\varepsilon_0)-\frac{2{,}4\cdot10^{-4}n}{1-\varepsilon_0}\int\limits_{\varepsilon_0}^{1}\frac{f^4(\varepsilon)}{\left[1-0{,}33f^2(\varepsilon)\right]}d\varepsilon\ . \tag{31}$$

Як і в попередньому, будемо вважати, що в рік труба піддана m зосереджених в часі квазідинамічних тисків P, тобто n визначається за формулою $n=m\cdot k$, де k кількість років експлуатації труби. Тоді залишкову довговічність труби з врахуванням гідро ударів знайдемо за такою формулою

$$t_*=125{,}6\cdot(1-\varepsilon_0)^2[1-\varepsilon_0+2{,}4\cdot10^{-4}m\int_{\varepsilon_0}^{1}\frac{f^4(\varepsilon)}{\left[1-0{,}33f^2(\varepsilon)\right]}d\varepsilon]^{-1}\ \text{(роки)}. \qquad (32)$$

На основі співвідношення (32) на рис. 3 побудована залежність залишкової довговічності t_* пластини від безрозмірного значення ε_0 початкового розміру тріщини без врахування (крива *1*) (стаціонарний режим експлуатації) і з урахуванням (крива *2*) дії зосереджених в часі квазідинамічних навантажень(маневровий режим експлуатації).

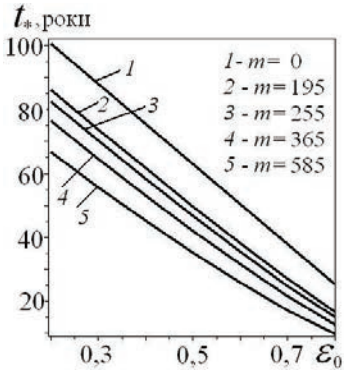


Рис. 3. Залежність залишкової довговічності t_* труби нафтопроводу від зміни безрозмірного значення ε_0 початкового розміру тріщини в стаціонарному (крива *1*) і маневровому (криві *2-5*) режимах експлуатації за різного значення m кількості гідроударів за рік

В інженерній практиці вагоме значення має питання як залежить довговічність нафтопроводу в залежності від кількості його включень-виключень. На основі запропонованої математичної моделі (25)-(27) вдалось дослідити це.

Визначення залишкової довговічності труби нафтопроводу з внутрішньою поверхневою корозійно-втомною тріщиною за турбулентного руху нафти і багаторазових гідроударів. Розглянемо тепер інший випадок, коли для підвищення ефективності перепомповування нафти швидкість її руху перевершує $V_н>0{,}8$ м/с, а тиск $p\geq9$ МПа. Як було сказано вище, в цьому випадку в трубі нафтопроводу відчувається шум і вібрація стінки труби, що викликано турбулентністю потоку нафти. Відхилення тиску в трубі нафтопроводу від заданого при ламінарному характері потоку нафти знаходиться приблизно на 0.2-0.3 МПа із частотою приблизно 0,3 Гц.

Вважаємо, що нафта рухається в трубах із сталі 60Х під тиском $p=9$ МПа, а асиметрія коливного тиску в турбулентному потоку нафти буде визначатися приблизно так

$$R_1\approx0{,}97\,.$$

Разом з тим, навантаження труби нафтопроводу може збільшуватися в результаті таких характеристик маневрового режиму експлуатації нафтопроводу, як швидке закриття або відкриття запобіжної або замочно-регулюючої арматури, збій автоматизованих систем управління технологічними процесами, помилкового спрацьовування технологічних захистів; періодичних зупинок, повторних пусків і т.д., що може привести до виникнення гідроударів з амплітудою P.

Довготривала дія експлуатаційних навантажень і навколишнього середовища прискорює розвиток наявних в нафтопроводах і їх зварних з'єднань дефектів типу тріщин. Все це призводить до виникнення експлуатаційних відмов нафтопроводів. Тому для відвернення непередбаченого їх руйнування і запобігання аварійних ситуацій важливе значення має визначення їх залишкового ресурсу з врахуванням їх експлуатаційних факторів. Щоб знайти залишкову довговічність нафтопроводу в маневреному режимі (турбулентний рух потоку нафти і гідроудари) його роботи (час до його розгерметизації), побудуємо розрахункову модель розвитку в стінці труби внутрішньої поверхневої півеліптичної тріщини з півосями a_0, b_0 і визначимо час $t=t_*$ до її розгерметизації (рис. 2). При цьому, згідно рис. 2 введемо наступні позначення: r – радіус труби; h – товщина стінки труби.

Вважаємо, що всередині труби нафтопроводу в результаті турбулентності потоку нафти тиск змінюється за синусоїдальним законом з частотою 3 гц, асиметрією в циклі $R=0{,}96$, а за деякі проміжки часу раз проходить її додаткове навантаження зосередженими в часі квазідинамічними навантаженнями (гідроудари) амплітуди $P=12$ МПа. В даному випадку приймаємо, що за час росту тріщини проходить n таких додаткових зосереджених в часі навантажень. Задача полягає у визначенні залишкової довговічності

такої труби з врахуванням цих змін навантажень, тобто часу $t=t_*$, коли в результаті механічних навантажень і корозійно-агресивного середовища корозійно-механічна тріщина проросте наскрізь стінки труби $b=h$ і вона розгерметизується (рис. 2).

Дану задачу розв'язуємо за допомогою згаданого вище енергетичного підходу. При цьому енергію деформування труби W представимо наступним чином [10, 11]

$$W=W_{\text{s}}+W_{\text{p}}^{(1)}(S)+W_{\text{p}}^{(3)}(t)+W_p^{(2)}(S)-\ \text{W}_{\text{p}}^{(4)}(t)\frac{1}{n}. \tag{33}$$

де W_S – пружна складова W; $W_{\text{p}}^{(1)}(S)$ – частина роботи пластичних деформацій, що залежить тільки від площі тріщини S; $W_{\text{p}}^{(3)}(t)$ – частина роботи пластичних деформацій від зовнішніх зусиль, яка виділяється при постійній площі тріщини під час інкубаційного періоду підготовки її скачка ΔS_c, залежить тільки від часу t (кількості віброциклів навантаження $N=tT^{-1}$); T – період віброциклу; $W_{\text{p}}^{(2)}(S)$ – частина роботи пластичних деформацій в зоні передруйнування, що викликані зосередженими в часі квазістатичними зусиллями P і залежить тільки від площі тріщини S; $W_p^{(4)}(t)$ - робота пластичних деформацій під час розвантаження тіла і стиску зони передруйнування в циклі, яка залежить тільки від t і генерується самим тілом [20]. На основі співвідношень (3) і (33) задачу зведемо до рівняння

$$\frac{\partial}{\partial S}\left[\Gamma-\left(A-W_{\text{s}}-W_{\text{p}}^{(1)}-W_p^{(2)}\right)\right]\frac{dS}{dt}+\frac{\partial}{\partial t}[\Gamma-(A-W_S-W_p^{(3)}+W_p^{(4)})]=0. \tag{34}$$

Звідси, враховуючи в циклі зміни тиску баланс A з $W_S+W_p^{(3)}$, а також результати [20] і (6), знайдемо

$$\frac{dS}{dt}=\frac{\partial[\Gamma-W_p^{(4)}]\Big/\partial t}{\gamma_C-\gamma_t-\partial W_p^{(2)}\Big/\partial l}. \tag{35}$$

Для повноти математичної моделі до рівняння (35) слід додати наступні початкові і кінцеві умови

$$t=0,\quad S(0)=S_0;\ \ t=t_*,\quad S(t_*)=S_*. \tag{36}$$

Тут функції $\Gamma, W_p^{(2)}$ визначаються аналогічно (7), а величини γ_C,γ_t знаходимо як і в (6); енергетична складова $W_p^{(4)}$ представляється на основі (7) і результатів роботи [20] так

$$W_p^{(4)}(t)=0{,}25\alpha_0\sigma_0^{-1}E^{-1}TN\left(1-R_1\right)^4\left[K_I^4-K_{scc}^4\right](t=TN). \tag{37}$$

Для визначення механічних, втомних і корозійних характеристик сталі Х60 були проведені експериментальні дослідження і побудовані відповідні кінетичні діаграми, які представлені на наступних рисунках.

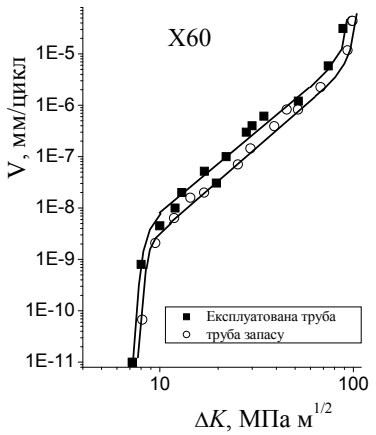


Рис. 4. Вплив експлуатації на кінетичну діаграму втомного руйнування сталі Х60 , f =10 Гц

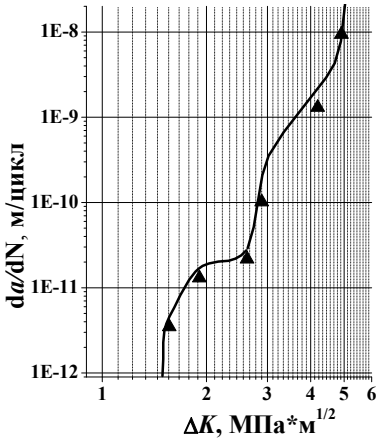


Рис. 5. Вплив експлуатації на кінетичну діаграму втомного руйнування експлуатованої сталі Х60 у середовищі донної води , f =0,3 Гц

Якщо гідроудари відсутні, то рівняння (35) запишеться так

$$\frac{dS}{dt}=\frac{\partial[\Gamma-W_p^{(4)}]\Big/\partial t}{\gamma_C-\gamma_t}. \tag{38}$$

Як видно з рис.5, для малих значень ΔK, тобто для великих значень R_1 і середніх значень K_I, що відповідає нашому випадку, для експлуатованого варіанту сталі Х60 в корозійному середовищі швидкість поширення тріщини практично постійна, тобто

$$\frac{dS}{dt}=\frac{\partial[\Gamma-W_p^{(4)}]\Big/\partial t}{\gamma_C-\gamma_t}\approx V_{scc}. \tag{39}$$

Із (39) знайдемо

$$\partial[\Gamma-W_p^{(4)}]\Big/\partial t=V_{scc}(\gamma_C-\gamma_t). \tag{40}$$

Вважаючи тріщину макроскопічною і використовуючи співвідношення (6), (7), (37) і (40), математичну задачу (2.38)-(2.40) можна представити ще так

$$\frac{dS}{dt}=\frac{V_{scc}(\gamma_C-\gamma_t)}{\gamma_C-\gamma_t-\partial W_p^{(2)}\Big/\partial l}. \tag{41}$$

Для повноти математичної моделі до рівняння (41) слід додати наступні початкові і кінцеві умови

$$t=0,\quad S(0)=S_0;\quad t=t_*,\quad S(t_*)=S_*. \tag{42}$$

Розв’язування задачі (41), (42) пов'язане із значними математичними труднощами. Тому для його спрощення, не втрачаючи при цьому потрібної для інженерних цілей точності, застосуємо, аналогічно попередньому, метод еквівалентних площ, згідно якого зміна площі тріщини розглядуваної конфігурації буде наближено така, як для півкругової тріщини радіуса ρ такої ж початкової площі. При цьому вважається, що швидкість поширення півколової тріщини у всіх точках її контуру буде однаковою. Враховуючи це, математичну модель (41), (42) запишемо так

$$\frac{d\rho}{dt}=\frac{V_{scc}(K_{fc}^2-K_I^2)}{K_{fc}^2-K_I^2-0{,}25\alpha_0\sigma_0^{-1}E^{-1}(1-R)^4\sum\limits_{i=1}^{n}\delta(\rho-\rho_i)\left[K_{Ih}^4-K_{scc}^4\right]} \tag{43}$$

за початкової

$$t=0,\ \ \rho(0)=\rho_0=\sqrt{a_0 b_0}; \tag{44}$$

і кінцевої умов

$$t=t_*,\ \ \rho(t_*)=h\ .$$

Тут, ρ_i – радіус півколової тріщини в момент і-го просування тріщини, а коефіцієнт інтенсивності напружень K_I і K_{Ih} визначаються відповідно за формулою (28). Інтегруючи рівняння (43) за початкових і кінцевих умов (44) і повторюючи аналогічні міркування, що і в попередньому параграфі, отримаємо

$$t_*=V_{scc}^{-1}h_1(1-\varepsilon_0)-\frac{\alpha_0\left(1-pP^{-1}\right)^4}{4V_{scc}E\sigma_0}\frac{t_* m}{1-\varepsilon_0}\int\limits_{\varepsilon_0}^{1}\frac{\left[2{,}37P^4r_3^4h_1^{-2}f^4(\varepsilon)-K_{scc}^4\right]}{\left[K_{fC}^2-1{,}54p^2r_3^2h_1^{-1}f^2(\varepsilon)\right]}d\varepsilon\ . \tag{45}$$

Розрахунок залишкової довговічності $t=t_*$ труб з врахуванням корозійного поширення тріщин будемо проводити для такої геометрії труб і силового навантаження: труба із сталі Х60 $r_3=0{,}71м, h_1=0{,}0187м,\ \ p=9МПа, P=12МПа$, а механічні і корозійні характеристики для експлуатованих труб приведені в таблицях 1 і 2.

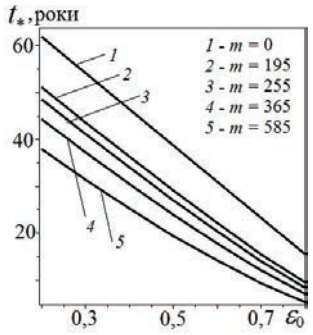


Рис. 6. Залежність залишкової довговічності t_* труби нафтопроводу від зміни безрозмірного значення ε_0 початкового розміру тріщини в стаціонарному (крива *1*) і маневровому (криві *2-5*) режимах експлуатації за різного значення m кількості гідроударів за рік

Для числової реалізації даної задачі, співвідношення (45) запишемо через вказані вище геометричні і силові параметри, а також характеристики матеріалів для сталі Х60, приймаючи згідно рис. 5 $V_{scc}\approx 2{,}3\cdot 10^{-11} м/цикл$ або $V_{scc}\approx 27{,}6\cdot 10^{-9} м/год$, в такому вигляді:

$$t_*=77{,}3\cdot(1-\varepsilon_0)^2[1-\varepsilon_0+ 3\cdot 10^{-4}m\int\limits_{\varepsilon_0}^{1}\frac{f^4(\varepsilon)}{\left[1-0{,}33f^2(\varepsilon)\right]}d\varepsilon]^{-1}\ (\text{роки}). \tag{46}$$

На основі співвідношення (46) на рис. 6 побудована залежність залишкової довговічності t_* пластини від безрозмірного значення ε_0 початкового розміру тріщини без врахування (крива *1*) (стаціонарний режим експлуатації) і з урахуванням (крива *2-5*) дії гідроударів (маневровий режим експлуатації).

Як видно з рис. 6, гідроудари значно зменшують залишкову довговічність труби нафтопроводу. Якщо це порівняти з попереднім випадком ламінарного потоку нафти, то при турбулентному потоці вплив гідроударів на залишкову довговічність труби нафтопроводу значно відчутніша.

Висновки

Розроблений метод визначення залишкового ресурсу труб нафтопроводів з зовнішніми поверхневими тріщинами за довготривалої дії внутрішнього тиску, корозійного середовища і гідроударів. На основі цього визначений залишковий ресурс труби нафтопроводу із експлуатованої сталі Х60 з зовнішньою поверхневою тріщиною, за ламінарного потоку нафти, ґрунтової корозії і ряду визначених гідроударів. Показано, що гідроудари знижують залишкову довговічність труби.

Сформульована методика визначення залишкової довговічності труби із сталі Х60 нафтопроводу з поверхневою тріщиною за турбулентного потоку нафти, корозії труби від підтоварної води і ряду визначених гідроударів. Встановлено, що гідроудари за турбулентного потоку нафти значно знижують залишкову довговічність труби, порівняно з ламінарним потоком нафти.

1. *Зайцев Л.Ф.* Регулирование режимов работы магистральных нафтопроводов. – М.: Недра, 1982. - 240с.
2. *Агапкин В.М. Кривошеин Б.Л.*: Методы защиты трубопроводов от разрывов при неустановившихся режимах. – М.: ВНИИОЭНГ, 1976. - 40с.
3. *Про причини* корозійних руйнувань промислових трубопроводів / В.Ю. Чернов, В.Д. Макаренко, Є.І. Крижанівський та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2002. – № 6. – С. 93-95.
4. *Проект* национального стандарта РФ «Трубы для магистральных нефтепроводов. Методика расчета труб на долговечност» , 2006. – 23 с.
5. *Механіка* руйнування та міцність матеріалів: Довідн. посібник /Під заг. ред. В.В. Панасюка. Том 11: Міцність і довговічність нафтогазових трубопроводів і резервуарів / Г.М. Никифорчин, С.Г. Поляков, І.В. Ориняк, З.В. Слободян, Р.М. Джала. Під ред. Г.М. Никифорчина. – Львів: «Сполом», 2009. – 504.
6. *Иванцов О.М., Харитонов В.И.* Надежность магистральных трубопроводов. – М.: Недра. 1978
7. *Аненков Н.П., Анучкин М.П.* Оценка прочности магистральных трубопроводов методами линейной механики разрушения // Труды ВНИИСТ. – 1974. - Вып.30.
8. *Карпова Л.Г. Ращепкин К.Е.* Исследование упруго-пластического взаимодействия трубопровода с грунтом // В кн.: Трубопроводный транспорт нефти и нефтепродуктов. – Уфа: ВНИИСПнефть, 1974. – С. 120-128.
9. *Панасюк В.В., Андрейкив А.Е., Партон В.З.* Основы механики разрушения.– К.: Наукова думка, 1988.– 488 с.
10. *Андрейків О.Є., Сас Н.Б.* Математична модель для визначення періоду докритичного поширення тріщин високотемпературної повзучості в твердих тілах // Доповіді НАН України – 2006, № 5 – С. 47-52.
11. *Андрейків О.Є., Сас Н.Б.* Механіка руйнування металічних пластин при високотемпературній повзучості // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2006. – № 2. – С. 62-68.
12. *Андрейків О.Є., Гембара О.В.* Механіка руйнування та довговічність металевих матеріалів у водневмісних середовищах. – К.: Наукова думка, 2008. – 344с.
13. *Кудрявцев Л.Д.* Курс математического анализа. – Т. 1. – М.: Высш. шк., 1981. – 687 с.
14. *Тимяк Н.І., Андрейків О.Є.* Визначення швидкості росту тріщин в умовах сумісної дії статичних навантажень і корозійно активного середовища // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1995. – № 2. – С.68-74.
15. *Гембара О.В., Терлецька З.О., Чепіль О.Я.* Визначення електричних полів у системі електроліт-метал // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2007. – № 2. – С.71-77.
16. *Цирульник О.Т., Слободян З.В. , Звірко О.І. , Греділь М.І., Никифорчин Г.М., Габетта Д.* Вплив експлуатації сталі Х52 на корозійні процеси у модельному розчині газового конденсату // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – № 5. – С. 88-99.
17. *Цирульник О. , Слободян З., Греділь М., Звірко О., За вербний Д.* Електрохімічні показники експлуатаційної деградації сталей нафто- та газогонів // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2006. - Спец. випуск № 5. – С. 284-289.
18. *Андрейків О.Є., Сас Н.Б.* Визначення залишкового ресурсу труби з поверхневою тріщиною при довготривалому тиску і високій температурі // Машинознавство. – 2005. – № 4. – С. 3-6.
19. *Саврук М.П.* Коэффициенты интенсивности напряжений в телах с трещенами – К.: Наук. думка. – 1988. – 648 с.
20. *Андрейків О.Є.*, *Кіт М.Б.* Визначення періоду докритичного росту тріщин в елементах конструкцій при їх двохчастотному навантаженні // Машинознавство. – 2006. – № 2. – С. 3-9.

ПРОЕКТ 6.7

Розроблення методу моделювання експлуатаційної деградації властивостей сталей магістральних трубопроводів

РОЗРОБЛЕННЯ МЕТОДУ МОДЕЛЮВАННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ ДЕГРАДАЦІЇ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛЕЙ МАГІСТРАЛЬНИХ ТРУБОПРОВОДІВ

Г.М. НИКИФОРЧИН, д-р техн. наук, проф., **О.Т. ЦИРУЛЬНИК**, д-р техн. наук,
О.І. ЗВІРКО, канд. техн. наук, **В.А. ВОЛОШИН**
(Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України)

Розроблено прискорений метод деградації механічних властивостей сталей магістральних трубопроводів у лабораторних умовах, який моделює зміну стану металу внаслідок його тривалої експлуатації, що дає можливість прогнозувати експлуатаційну деградацію трубних сталей та їх зварних з'єднань. Проведено порівняльні дослідження механічних та корозійно-механічних властивостей лабораторно та експлуатаційно деградованих сталей. За базову лабораторну методику взято відомий метод імітації деформаційного старіння металів за ГОСТ 7268-82. Апробовано новий метод моделювання експлуатаційної деградації трубних сталей за кліматичних температурних умов, який полягає у штучному деформаційному старінні попередньо електролітично наводненого металу і поєднує різні механізми деградації (деформаційного зміцнення, деформаційного старіння та розвитку розсіянної пошкодженості).

***Ключові слова**: експлуатаційна деградація, сталі магістральних трубопроводів, електролітичне наводнювання, ударна в'язкість, тріщиностійкість, корозійне розтріскування*

На території України експлуатується велика мережа магістральних трубопроводів (МТ) і більше 50 % із них працює після завершення амортизаційного терміну служби. Це призводить до виникнення експлуатаційних відмов, а інколи – до аварій, які обумовлюють не тільки значні матеріальні збитки, але і порушення екологічної безпеки навколишнього середовища. Аналіз причин аварій МТ дозволив встановити, що у багатьох випадках відмови пов`язані з розривами по металу, при цьому більше 50 % конструкцій руйнуються внаслідок корозійних пошкоджень, 37 % аварій викликані незадовільною якістю металу через недостатні пластичність і ударну в`язкість [1]. Вважають, що це спричиняє деформаційне старіння матеріалу трубопроводу впродовж його тривалої експлуатації. З огляду на це експлуатаційну деградацію (ЕД) трубних сталей імітують у лабораторних умовах штучним деформаційним старінням (ШДС) згідно з ГОСТ 7268-82 [2]. Водночас відомо також про особливу вразливість деформованого металу до дії корозійно-водневого чинника. Звідси, проблема стабільності експлуатаційних властивостей сталей МТ, що зазнають в процесі виготовлення труб суттєвого попереднього пластичного деформування (ППД), є особливо гостра і вирішення завдань оцінювання та підвищення роботоздатності такого обладнання часто неможливе без врахування дії цього чинника.

З іншого боку, встановлено, що метал експлуатованих конструкцій місить підвищену концентрацію розчиненого водню, порівняно із не експлуатованим [3–6]. Показано також, що за більшого вмісту водню у сталях спостерігається і сильніша деградація їх властивостей. Звідси запропоновано розглядати ЕД металу як суперпозицію сумісної дії експлуатаційних навантажень і абсорбованого ним водню.

Розвиток та верифікація методик лабораторного моделювання експлуатаційної деградації трубних сталей, що спирається на ШДС попередньо наводненого металу. Дослідження проводили на сталі Х52 труб магістральних трубопроводів.

У роботі модернізували ГОСТ'ований метод ШДС введенням операції попереднього електролітичного наводнювання (ПЕН), поверхневим електролітичним мідненням і зменшенням наступного ППД до такого рівня деформації, котра вичерпує поличку плинності матеріалу (≈ 5 %).

Випробування проводили на двох партіях заготовок. Заготовки першої партії попередньо пластично деформували: навантажували розтягом до різного рівня деформації ε (2,5…15 %) і піддавали відпуску при 250 ^{o}C впродовж 1 год – метод ШДС згідно ГОСТ. Заготовки другої партії – метод ПЕН-ШДС - наводнювали у лужному електроліті (0,1 н р-н NaOH) за сталого струму (50 мА/см^2) при температурі 70 ^{o}C

© Г.М. НИКИФОРЧИН, О.Т. ЦИРУЛЬНИК, О.І. ЗВІРКО, В.А. ВОЛОШИН, 2015

впродовж 100 год, що забезпечувало насичення воднем усього об'єму зразка. Відновлення характеристик пластичності сталі після десорбції водню із заготовок за витримки при 150 °С впродовж доби вказує на те, що у металі за такого рівня струму у процесі ПЕН не розвивається воднем викликана незворотна пошкодженість. Наступне міднення заготовок із кислого електроліту, що забезпечувало безпористе мідне покриття товщиною до 30 мкм, гальмувало десорбцію водню впродовж навантаження розтягом до 4 % залишкової деформації і ШДС. Однак перед виготовленням зразків мідне покриття зішліфовували із заготовок і витримували їх при 150 °С впродовж доби для десорбції водню.

Із заготовок виготовляли циліндричні зразки для визначення стандартних механічних властивостей (границі плинності $\sigma_{0,2}$, границі міцності σ_B, відносного звуження ψ і відносного видовження δ) та зразки Шарпі для визначення ударної в'язкості *KCV*.

Для верифікації запропонованого методу порівнювали експериментально визначені механічні характеристики сталі Х52 у вихідному стані, після ШДС згідно ГОСТ та після ШДС запропонованим методом.

ШДС згідно ГОСТ надто інтенсифікує деформаційне зміцнення, що спричиняє перевищення гранично допустимого рівня відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ (рис. 1) і різке падіння відносного видовження (рис. 2), чого не спостерігається при дослідженні ЕД металу [3–7]. Водночас ШДС не справляє істотного впливу на ψ.

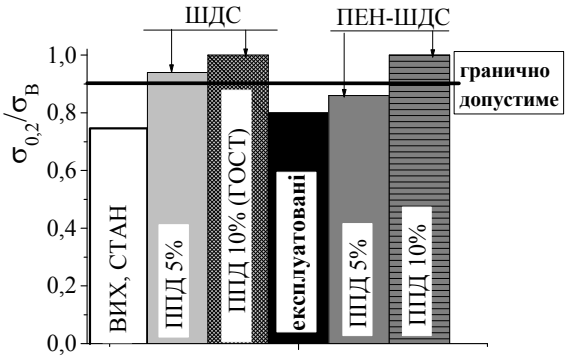


Рис. 1. Порівняння значень відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ сталі Х52 після лабораторних методів деградації із максимальною їх зміною внаслідок тривалої експлуатації трубних сталей

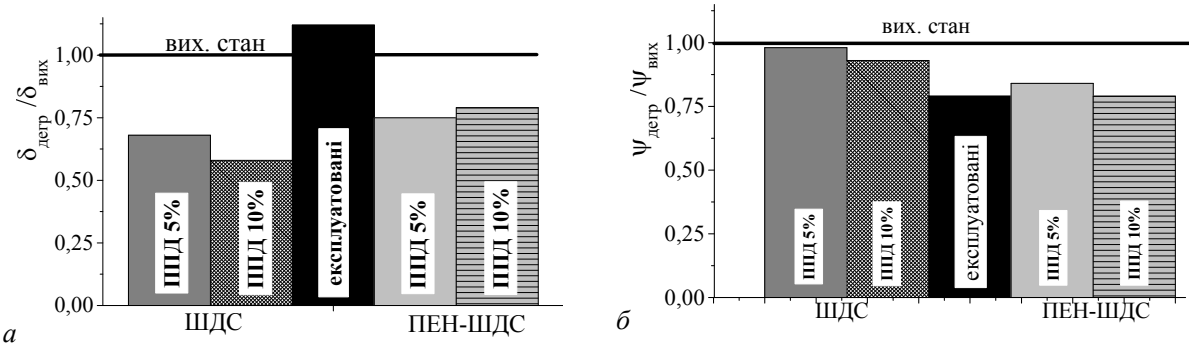


Рис. 2. Порівняння відносної зміни δ (*а*) і ψ (*б*) сталі Х52 після лабораторних методів деградації із максимальною їх зміною внаслідок тривалої експлуатації трубних сталей

Подібні результати отримано при досліджені впливу такої обробки на механічні властивості трубної сталі 17ГС у двох вихідних станах – після контрольованого вальцювання та після нормалізації, а також трубних сталей контрольованого вальцювання 10Г2БТ,Х70, 10Г2Т і 13ГС [8, 9].

Ефект ШДС на ударну в'язкість слабший порівняно із впливом тривалої експлуатації (рис. 3).

Менший рівень ППД у запропонованому методі ПЕН-ШДС зумовлює очікувано суттєво меншу зміну δ і $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, порівняно із ШДС. Однак при цьому отримано значно сильніше зниження іншої характеристики пластичності – ψ, а особливо *KCV*.

Тобто за меншого деформаційного зміцнення у наводненому металі паралельно протікав інший процес його окрихчення. Очевидно, розвиток саме розсіяної пошкодженості в процесі ШДС наводненого металу, подібно як і за тривалої експлуатації, зумовлює і співмірні зміни механічних властивостей сталі.

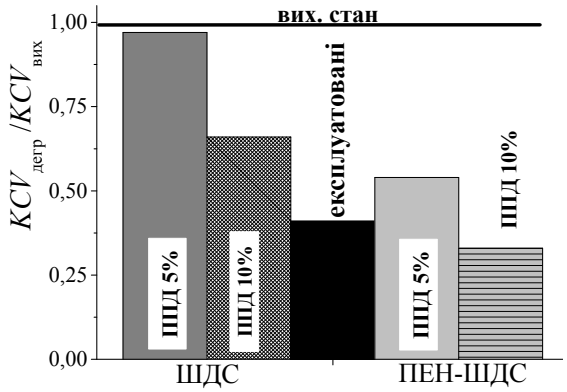


Рис. 3. Порівняння відносної зміни KCV сталі X52 після лабораторних методів деградації із максимальною їх зміною внаслідок тривалої експлуатації трубних сталей

Отримані результати за зміною механічних властивостей сталі вказують на те, що ШДС ненаводненого металу, особливо згідно ГОСТ 52079-2003 не узгоджуються із закономірностями впливу експлуатаційної деградації:

- спричиняє ріст відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, вище гранично допустимого,
- не справляє істотного впливу на відносне звуження,
- вплив на ударну в'язкість і тріщиностійкість істотно менший, ніж експлуатації,
- спричиняє занадто сильне падіння відносного видовження, а за використання ГОСТ'ованої методики – нижче гранично допустимого рівня.

Отже методика ШДС конструкційних сталей згідно ГОСТ 52079-2003 не забезпечує тих змін механічних властивостей, що спостерігається за реальних умов експлуатації, тому її використання для імітації експлуатаційної деградації трубних сталей у лабораторних умовах обмежена.

Водночас при застосуванні деформаційного старіння наводненого металу отримано результати, близькі до експлуатаційних:

- не спричиняє такого різкого зростання відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, якщо ППД $\leq$ 5 %,
- вплив на відносне звуження, ударну в'язкість і тріщиностійкість співмірний з впливом експлуатації,
- спричиняє занадто сильне падіння відносного видовження, однак менше, ніж за використання ГОСТ'ованої методики і не нижче гранично допустимого рівня.

Отже, ШДС наводненого металу реальніше відтворює сукупність всіх фізичних процесів експлуатаційної деградації металу порівняно із ШДС ненаводненого металу. Насамперед це пов'язано із специфічною дією впродовж активного навантаження абсорбованого металом водню, який окрім інтенсифікації деформаційного старіння (першої фази експлуатаційної деградації – зменшення відносного звуження і видовження, ударної в'язкості і тріщиностійкості, збільшення відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$), ініціює також і розвиток розсіяної пошкодженості (другої фази експлуатаційної деградації – збільшення відносного видовження, зменшення відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ і ще сильнішого зниження ударної в'язкості).

Порівняльний аналіз впливу лабораторних методів ШДС і експлуатаційної деградації сталі X52 на її корозійно-механічні властивості. Із заготовок виготовляли також зразки для визначення наступних корозійно-механічних характеристик:

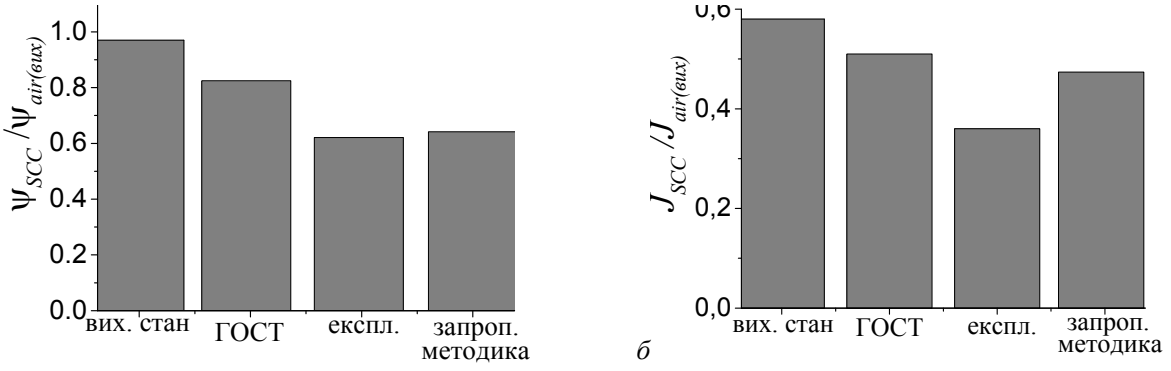
ψ_{SCC} – відносне звуження за випроб у корозивному середовищі за потенціалу корозії;

J_{SCC} –пороговий рівень тріщиностійкості за випроб у корозивному середовищі за потенціалу корозії.

З огляду на те, що із закономірностями впливу експлуатаційної деградації найкраще узгоджуються зміни механічних властивостей сталі внаслідок ШДС наводненого металу за використання ППД 5 %, в подальшому досліджували вплив саме цих умов лабораторної деградації на її корозійно-механічні властивості і порівнювали їх із впливом ГОСТ'ованої методики, а також із впливом експлуатації.

Корозійно-механічні характеристики сталі визначали за випроб у модельному розчині водного конденсату за потенціалу корозії та за поміркованого наводнювання (0,1…0,2 мА/см^2).

У вихідному стані високопластична трубна сталь характеризується високим опором до корозійного розтріскування, оскільки відносне звуження гладких зразків за випроб у корозивному середовищі при потенціалі корозії практично не міняється (рис. 4, а).



а *б*

Рис. 4. Порівняння відносної зміни опору корозійному розтріскуванню (*а*) та корозійно-статичної тріщиностійкості (*б*) сталі Х52 за потенціалу корозії після лабораторних методів деградації із їх відносною зміною внаслідок тривалої експлуатації

Після ШДС згідно ГОСТ 52079-2003 відносне звуження сталі за випроб у корозивному середовищі зменшується майже на 20 %, тобто вона втрачає імунітет до цього виду корозійно-механічного руйнування. Проте експлуатованій сталі властивий набагато менший опір до корозійного розтріскування, у корозивному середовищі її відносне звуження зменшується майже на 40 %. Очевидно така різниця зумовлена тим, що ГОСТ'ована методика зумовлює деформаційне зміцнення і вичерпує в основному рівномірну деформацію, що і проявляється у незначній зміні відносного звуження (див. рис. 2), яке визначається мірою локалізації деформації у «шийці» при зародженні та розвитку пошкодження у об'ємі металу, на фоні суттєвого зменшення відносного видовження, на яке мало впливає локальна деформація у «шийці». Незважаючи на те, що корозійно-механічне руйнування поширюється з поверхні, опір корозійному розтріскуванню також визначається здатністю корозивного середовища локалізувати деформацію, яка ініціює зародження дефекту. Тому ШДС згідно ГОСТ 52079-2003 порівняно із тривалою експлуатацією слабше впливає на опір сталі корозійному розтріскуванню.

ШДС наводненого металу, не впливаючи на рівномірну деформацію, вичерпує його пластичність саме за умов локалізації, що різко знижує і його опір корозійному розтріскуванню.

Ці результати можуть бути підтвердженням гіпотези про розвиток, поряд із деформаційним старінням, об'ємної пошкодженості (дефектності) металу внаслідок його експлуатаційної деградації. Саме наявність дефектів у експлуатованому металі обумовлює таку різницю у деформівній поведінці експлуатованої і неексплуатованої сталі. Відповідно і краща узгодженість результатів впливу ШДС наводненого металу та експлуатації на опір корозійному розтріскуванню сталі вказують на розвиток пошкодженості в процесі деформування за дії абсорбованого водню. Очевидно цього не відбувається за використання ГОСТ'ованої методики, що вказує на перевагу запропонованої методики для імітації експлуатаційної деградації трубних сталей у лабораторних умовах.

Випроби зразків з тріщиною засвідчили, що корозійно-статична тріщиностійкість трубної сталі навіть у вихідному стані є дуже низькою (рис. 4б). Звідси слідує, що високий опір сталі корозійному розтріскуванню визначається високим її опором зародженню корозійної тріщини. За наявності попередньо вирощеної втомної тріщини опір сталі корозійному розтріскуванню, тобто корозійно-статична тріщиностійкість, різко падає.

Після обох лабораторних методів ШДС корозійно-статична тріщиностійкість сталі дещо знижується. Однак їх вплив за таких випроб менший, ніж за випроб гладких зразків, оскільки наявність наперед вирощеної втомної тріщини усуває стадію зародження корозійної тріщини, що також нівелює вплив пошкодженості внаслідок ШДС наводненого металу і, тим самим, обумовлює співмірний ефект обох лабораторних методів. А зниження корозійно-статичної тріщиностійкості сталі внаслідок лабораторних методів деформаційного старіння відображає тільки ефект її зміцнення.

Водночас тривала експлуатація сталі спричиняє суттєве падіння її корозійно-статичної тріщиностійкості навіть у порівнянні із випробами зразків після лабораторних методів деформаційного старіння. Це зумовлено, очевидно, не тільки зміцненням внаслідок осадження атомів вуглецю і азоту на дислокаціях, а і іншими змінами у тонкій структурі, що протікають впродовж тривалої експлуатації за дії експлуатаційних чинників.

Висновки

1. Методика штучного деформаційного старіння сталі Х52 за ГОСТ 7268-82 спричиняє сильний ріст відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, вище гранично допустимого за ГОСТ 52079-2003 рівня, а також незначне окрихчення металу, що проявляється неістотним зниженням відносного звуження, ударної в'язкості та характеристик корозійно-механічного руйнування. Це вказує на певні обмеження її застосування з огляду на занадто сильно виражене деформаційне зміцнення сталі, чого не досягається за реальних умов експлуатації трубних сталей.

2. Запропоновано новий метод моделювання експлуатаційної деградації трубних сталей за кліматичних температурних умов, який полягає у штучному деформаційному старінні попередньо електролітично наводненого металу і поєднує різні механізми деградації (деформаційного зміцнення, старіння та розвитку розсіяної пошкодженості).

3. Запропонований метод моделювання експлуатаційної деградації трубних сталей викликає за менших рівнів попереднього пластичного деформування і, відповідно, незначного зростання відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ лабораторно деградованої сталі співмірне зниження характеристик пластичності, подібно до випроб експлуатованих сталей. Також вона спричиняє різке падіння ударної в'язкості, тріщиностійкості і опору корозійному розтріскуванню, подібно до результатів випробувань експлуатованих сталей.

4. Переваги запропонованого методу моделювання експлуатаційної деградації трубних сталей пов'язані із специфічною дією впродовж активного навантаження абсорбованого металом водню, який, окрім інтенсифікації деформаційного старіння (першої фази експлуатаційної деградації – зменшення відносного звуження і видовження, ударної в'язкості, статичної і корозійно-статичної тріщиностійкості, збільшення відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$), ініціює також і розвиток розсіяної пошкодженості (другої фази експлуатаційної деградації – збільшення відносного видовження, зменшення відношення $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, опору корозійному розтріскуванню і ще сильнішого зниження ударної в'язкості, статичної і корозійно-статичної тріщиностійкості).

1. *Иванцов О.М., Харитонов В.И.* Надежность магистральных трубопроводов. – М., Недра. – 1978.
2. *ГОСТ 7268-82*. Сталь. Метод определения склонности к механическому старению по испы танию на ударный изгиб. – М.: Издательство стандартов, 2002. – 4 с.
3. *In-service* degradation of gas trunk pipeline X52 steel / G. Gabetta, H. M. Nykyforchyn, E. Lunarska [et al.] //Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – Т. 44, № 1. – С. 88–99.
4. *Effect* of the long-term service of the gas pipeline on the properties of the ferrite–pearlite steel / H. Nykyforchyn, E. Lunarska, O. Tsyrulnyk [et al.] // Materials and Corrosion. – 2009. – N 9. – P. 716–725.
5. *Nykyforchyn H*. Environmentally assisted ''in-bulk» steel degradation of long term service gas trunkline / H. Nykyforchyn, E. Lunarska, O. Tsyrulnyk [et al.] // Engineering Failure Analysis. – 2010. – 17. – P. 624–632.
6. *Hydrogen* degradation of steels in long-term service conditions / H. M. Nykyforchyn, K.-J. Kurzydlowski, E. Lunarska [et al.] // Environment-induced cracking of materials: V. 2 «Prediction, industrial developments and evaluations». – Elsevier, 2008. – P. 349–361.
7. Трещиностойкость металла труб нефтепроводов / А.Г. Гумеров, К.М. Ямалеев, Г.В. Журавлев, Ф.И. Бадиков. – М.: ООО «Недра-Бизнесцентр», 2001. – 231 с.
8. Экспериментальная оценка состояния металла длительно работающих нефтепроводов / С.Е. Семенов, А.А. Рыбаков, В.И. Кирьян и др. // Автомат. сварка. – 2001. – № 5. – С. 18–22.
9. Влияние деформационного старения на изменение структуры и свойств металла трубопроводов из стали 17ГС / Л. А. Ефименко, О. В. Коновалова, А. А. Ячинский и др. // Химическое машиностроение. – 2006. – № 4. – С. 41–43.

ПРОЕКТ 6.8

Розробка методики моніторингу технічного стану та рекомендацій з подовження ресурсу резервуарів для продуктів нафтопереробки

МОНІТОРИНГ КОРОЗІЙНОГО СТАНУ БІМЕТАЛЕВОГО РЕЗЕРВУАРУ ДЛЯ ПРОДУКТІВ НАФТОПЕРЕРОБКИ ТА ЙОГО РЕМОНТ

Л.І. НИРКОВА, канд. хім. наук, **С.О. ОСАДЧУК,** інж.**, А.О. РИБАКОВ,** канд. техн. наук,
В.П. ЄЛАГІН, інж., **В.М. КУЛИК**, канд. техн. наук, **Є.О. ДАВИДОВ**, канд. техн. наук,
В.П. ДЯДИН, канд. техн. наук, **С.Л. МЕЛЬНИЧУК**, інж.
(Ін-т електрозварювання ім. Є.О. Патона)

Розроблено методичний підхід до моніторингу корозійного стану плакувального шару біметалевого корпусу резервуара з боку зовнішньої поверхні без його спорожнення, який заснований на вимірюванні різниці потенціалів між корпусом резервуару та електродом порівняння, аналогічним за складом плакувальному шару. Критерієм набуття біметалевим резервуаром аварійного стану є зміщення різниці потенціалів між електродом порівняння та зовнішньою стінкою резервуара в негативний бік при наскрізному порушенні цілісності плакувального шару. Для підтвердження такого стану резервуара, виявлення дефектів та їх розмірів розроблено метод ультразвукового контролю із застосуванням фіксування співвідношення синтезованих апертур до дифрагованих і розсіяних хвиль від поверхонь дефектів. Розроблено технологію дугового зварювання для усунення локальних корозійних дефектів в технологічному обладнанні з біметалу, в основу якої покладено, що склад наплавленого металу обов'язково треба вибирати з урахуванням його стійкості не тільки проти міжкристалітної корозії, а й проти пітингової. Результати досліджень покладено в основу методики моніторингу технічного стану та рекомендацій з подовження ресурсу резервуарів для продуктів нафтопереробки, які пройшли промислову перевірку.

Ключові слова: *резервуари з біметалу для зберігання технічного формаліну, ультразвуковий контроль, потенціометрія, пітингова корозія, міжкристалітна корозія*

Одним з найбільш небезпечних локальних корозійних пошкоджень трубопроводів, корпусів посудин, резервуарів та іншого технологічного обладнання, виконаного з нержавіючих аустенітних і феритних сталей, а також біметалу, є пітингова корозія. Пітинги утворюються на поверхні, що контактує з агресивним середовищем, мають малий поперечний переріз (від декількох мікрон до декількох міліметрів) і, за певних умов, високу швидкість розвитку углиб стінки (до кілька десятків см/рік) [1], що обумовлює складність контролю за їх утворенням і розвитком будь-яким методом. Найчастіше пітинги виявляються тільки після наскрізного ураження стінки і витоку агресивного середовища на зовнішню поверхню. Серед причин корозійних пошкоджень частка пітингової корозії становить від 15 до 70 % [2] і зростає внаслідок старіння та підвищення інтенсивності експлуатації обладнання. Пітинги можуть ініціювати розвиток міжкристалітної, виразкової, щілинної корозії і корозійного розтріскування. [3, 4].

Пітингова корозія перебігає за електрохімічним механізмом і виникає внаслідок порушення на окремих ділянках пасивуючого шару, який вкриває поверхню сталі і запобігає корозії. Причиною порушення суцільності пасивуючого шару можуть бути тріщини, пори, неметалеві включення, границі зерен, дислокації тощо. В цих дефектах локалізується анодна реакція, а катодна – найчастіше перебігає на набагато більшій за розмірами площі поверхні навколо пітинга. У зв'язку з цим застосування високолегованих сталей і спеціальних сплавів не завжди може забезпечити ефективний захист обладнання від такого виду корозійного пошкодження [5].

Типовим прикладом пітингової корозії є пошкодження плакувального шару біметалевої стінки вертикальних резервуарів ємністю 50 м^3 (рис. 1), які використовуються для зберігання формаліну при проміжному переробленні у фенол-формальдегідну смолу. Біметалева стінка корпусу цих резервуарів складається з плакувального шару (ПШ) зі сталі 12Х18Н10Т товщиною 5 мм та основного шару (ОШ) зі сталі 09Г2С товщиною 10 мм та 16 мм для оболонки і днища, відповідно. Для забезпечення транспортування по цеховому трубопроводу формалін підігрівають в резервуарі до температури (40-50)

© Л.І. НИРКОВА, С.О. ОСАДЧУК, А.О. РИБАКОВ, В.П. ЄЛАГІН, В.М. КУЛИК, Є.О. ДАВИДОВ, В.П. ДЯДИН, С.Л. МЕЛЬНИЧУК, 2015

°С. Тиск всередині резервуара під час експлуатації не перевищує 0,05 МПа.

Рис. 1. Резервуари для зберігання формаліну

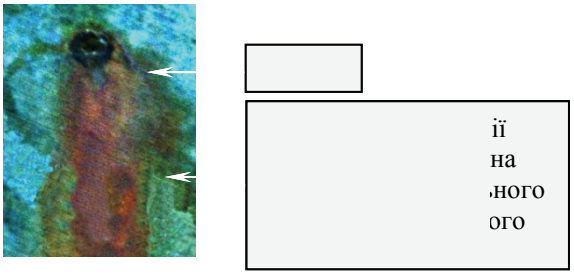


Рис. 2. Наскрізний пітинг, який розвинувся до основного шару резервуара, і викликав його пошкодження

Відомо, що після тривалої експлуатації (більш як 30 років) на зовнішній стінці резервуара з'являються витоки формаліну. Після проведення технічної діагностики встановлено, що їх причиною було утворення пітингоподібних дефектів в ПШ, які викликали наскрізне пошкодження ОШ і найбільш інтенсивно розвивалися на зварних швах корпусу та на днищі, через яке здійснювалося підігрівання формаліну. Пітингоподібні дефекти в ПШ, що досягли ОШ, визначалися при візуальному огляді внутрішньої поверхні. Приклад такого дефекту наведено на рис. 2, з якого видно, що навколо пітинга на поверхні ПШ наявні продукти корозії заліза, які, імовірно, утворилися при контакті ОШ із середовищем (рис. 2).

Ремонт таких дефектів виконують за стандартною технологією аргонодуговим зварюванням неплавким електродом з присадковим дротом шляхом наплавлення металу на поверхню з дефектом. Експлуатацію резервуарів після ремонту продовжують за умови проведення періодичної технічної діагностики, як правило, через 0,5-2 роки. Підготування резервуару для проведення технічної діагностики є складним і трудомістким та містить технологічні операції його спорожнення, відключення від технологічного трубопроводу, промивання, пропарювання та газового контролю концентрації парів формаліну. Підготовчі роботи тривають, часом, більше двох тижнів, що призводить до значних збитків та не завжди є виправданим. Досвід технічної діагностики резервуарів показав, що після дворічної експлуатації пітинги, насамперед, утворюються в наплавленому металі та розвиваються нерівномірно.

В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України було розроблено комплекс заходів для забезпечення продовження ресурсу біметалевого резервуару, які розглянуті в цій статті. Ключовим в цьому комплексі є моніторинг корозійного стану резервуару без його спорожнення із застосуванням електрохімічних методів.

Розроблення методики корозійного моніторингу електрохімічними методами передбачало дослідження особливостей поведінки основного та плакувального шарів в корозійно-агресивних середовищах. За результатами корозійних досліджень встановлено, що після порушення цілісності плакувального шару в технічному формаліні руйнування ОШ відбувається зі швидкістю, як мінімум, на 3 порядки більшою, ніж плакувального: 0,063 мм/рік і $2{,}7\times10^{-5}$ мм/рік, відповідно. Руйнування проходить по основному шару та лінії сплавлення, рис. 3, з досить високою швидкістю, рис. 4.

В основу методичного підходу до визначення наскрізних корозійних пошкоджень в ПШ покладено особливості електрохімічної поведінки нержавіючої та вуглецевої сталей, а саме їх потенціали корозії. Дослідженнями встановлено, якщо дефекти в ПШ відсутні, різниця потенціалів між електродом порівняння, аналогічним за хімічним складом ПШ і розміщеним у резервуарі, та зовнішньою поверхнею ОШ наближатиметься до потенціалу ПШ. За наявності дефекту в ПШ, який досягає ОШ, різниця потенціалів зміщується в негативний бік. Цей метод було апробовано в лабораторних умовах. Моделювали три граничних випадки: в першому – робочою поверхнею слугував суцільний ПШ (рис. 5, а),

у другому – ОШ (рис. 5, б), у третьому – ПШ із штучним дефектом у вигляді надрізу шириною 1 мм, що моделює тріщину (рис. 5, в).

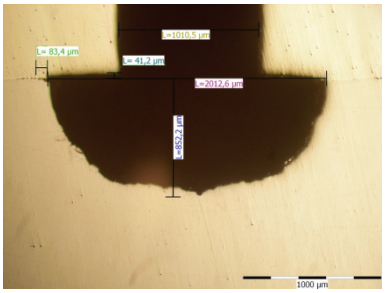


Рис. 3. Макроструктура дослідного зразка біметалу з виразковим пошкодженням ОШ, ×50

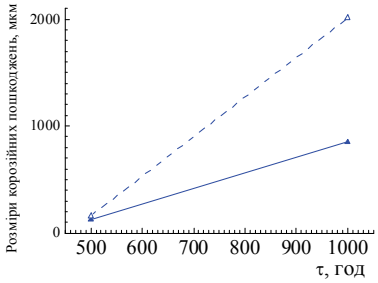


Рис. 4. Залежність розмірів корозійних пошкоджень ОШ в зоні сплавлення з ПШ після випробувань у формаліні впродовж 500 і 1000 годин (суцільна лінія – глибина, пунктирна – ширина)

З аналізу даних рис. 6, видно, що за наявності дефекту у ПШ, який досягнув ОШ, різниця потенціалів набуває проміжного значення між потенціалом вуглецевої сталі та нержавіючої. Питання щодо залежності різниці потенціалів між електродом порівняння та корпусом від відстані до дефекту потребують додаткових досліджень та планується розглянути в наступних роботах.

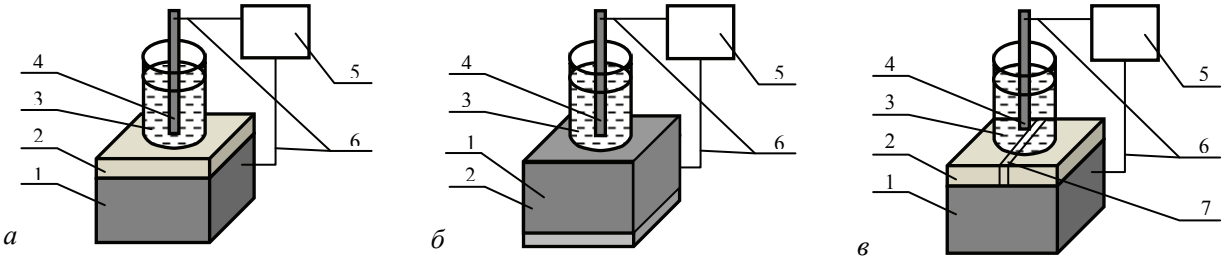
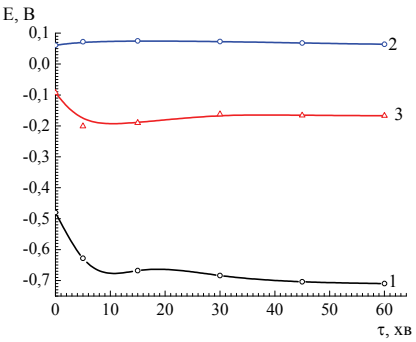


Рис. 5. Лабораторні комірки для вимірювання різниці потенціалів між основним та плакувальним шарами біметалу: 1 – ОШ; 2 – ПШ; 3 – комірка з робочим розчином; 4 – електрод порівняння; 5 – високоомний вольтметр; 6 – струмовідводи; 7 – штучний дефект у вигляді тріщини

Рис. 6. Зміна різниці потенціалів між електродом порівняння та основним шаром у технічному формаліні в часі: 1 – ОШ біметалу; 2 – ПШ біметалу без дефекту; 3 – ПШ біметалу зі штучною тріщиною шириною 1 мм



Таким чином, обгрунтовано можливість застосування методу потенціометрії для виявлення корозійних пошкоджень в ПШ ззовні. Критерієм, який свідчить про імовірність набуття резервуаром аварійного стану є зміщення різниці потенціалів між електродом порівняння та зовнішньою стінкою резервуара в негативний бік.

Для підтвердження такого стану резервуара, виявлення дефектів та їх розмірів розроблено метод ультразвукового контролю (УЗК) із застосуванням фіксування співвідношення синтезованих апертур до дифрагованих і розсіяних хвиль від поверхонь дефектів. Виходячи з особливостей корозійного пошкодження стінок резервуарів, запропоновано схему виявлення дефектів за роздільною схемою розташування перетворювачів ПЕП1 і ПЕП2 на відстані S та спостереження за їх розвитком (рис. 7).

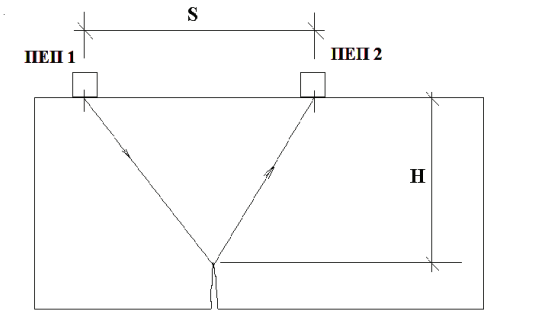


Рис. 7. Схема виявлення та оцінювання глибини корозійних пошкоджень

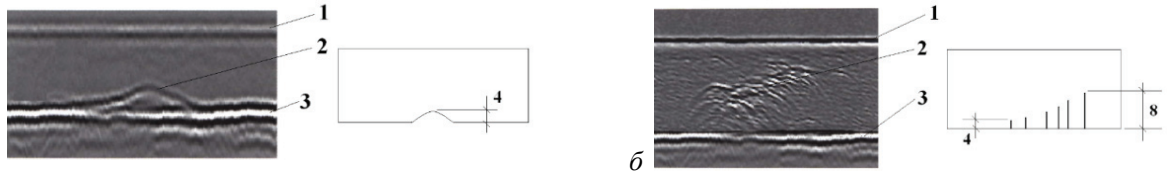


Рис. 8. Візуалізація сканування одиночного штучного дефекту діаметром 5 мм, глибиною 4 мм (а) і хаотично розташованих штучних дефектів діаметром 1 мм та глибиною від 4 мм до 8 мм (б) з боку внутрішньої поверхні: 1 – візуалізація сигналу поверхневої (головної) хвилі; 2 – візуалізація штучного дефекту; 3 – візуалізація сигналу, відбитого від внутрішньої поверхні

Схема контролю дефектів за роздільною схемою апробована на зразках із штучними дефектами. Для її реалізації застосовували установку з позиціонуванням координат перетворювача, збереженням даних і візуалізацією дефектів. Результати візуалізації сканування наведені на рис. 8, *а*, *б*.

Виявлення пітингів невеликого діаметра пов’язане з помилками інтерпретації сигналу від дефекту, яким може бути випадковий дефект або включення, тому, якщо застосовувати випромінюючий перетворювач як сумісний для спостереження за донною поверхнею, то кореляційний збіг сигналів істотно підвищить достовірність контролю. Таким чином, схема УЗК роздільними ПЕП має суттєві переваги, а саме:

– зона контролю істотно збільшується порівняно з контролем сумісними перетворювачами, що може зменшувати час сканування;

– підвищується достовірність виявлення пітингів невеликого діаметра.

Проведення УЗК з боку зовнішньої поверхні з використанням роздільної і сумісної схем контролю з робочою частотою 5,0 МГц дозволило значно підвищити чутливість контролю корозійного стану резервуара та виявити внутрішні дефекти глибиною понад 1,5 мм в ПШ біметалевої стінки резервуару. Виявлення дефектів в ПШ резервуара свідчить про аварійний стан, необхідність виводу його з експлуатації та проведення ремонту ПШ.

В нормативних документах існують вимоги щодо випробовування стійкості наплавленого металу проти міжкристалітної корозії. Але вимог щодо стійкості наплавленого металу проти пітингової корозії не наведено, тому для усунення локальних корозійних дефектів в ПШ розроблено нову технологію, в основу якої покладено, що вибір складу наплавленого металу треба проводити з урахуванням його стійкості не тільки проти міжкристалітної корозії, а й проти пітингової.

При відпрацюванні цієї технології попередньо проводили корозійні випробування. Для цього готували зразки наплавленого металу з плакувальним шаром шляхом зварювання пластин товщиною 5 мм із сталі 12Х18Н10Т, близької за складом до ПШ. Заварювання модельних дефектів проводили аргонодуговим зварюванням з присадковим дротом, чи ручним дуговим зварюванням покритими електродами. При аргонодуговому способі для зменшення перегрівання основного металу зварювальний струм прямої полярності вибирали залежно від глибини розкриття дефекту, як показано в табл. 1 [6]. При ручному дуговому зварюванні покритими електродами діаметром 3,0 мм використовували струм зворотної полярності від 80 А до 100 А.

Для поліпшення формування наплавленого шару, розкриття пітингу виконували свердлом діаметром 20 мм з заточкою під кутом не менше ніж 15°. Обрані форма розкриття та режим наплавлення дозволили отримати якісне формування наплавленого металу (рис. 9).

Таблиця 1. Зварювальний струм при аргонодуговому зварюванні залежно від глибини розкриття дефекту [6]

Глибина розкриття дефекту, мм	3	4	6
Зварювальний струм, А	110	140	160

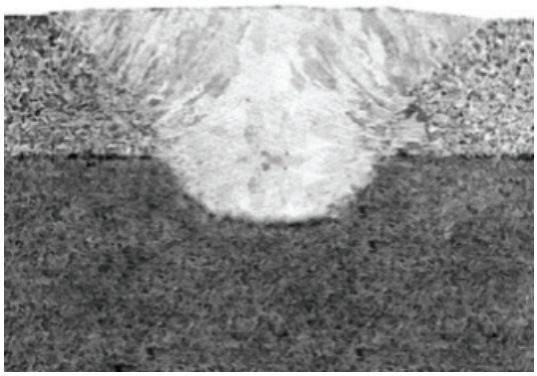


Рис. 9. Макроструктура перерізу наплавлених шарів у розкритті пітингу

Наплавлений метал та його зварні з'єднання з ПШ випробовували на стійкість проти міжкристалітної корозії (МКК) згідно з ГОСТ 6032, метод АМУ та пітингової корозії – згідно з ГОСТ 9.912. За критерій стійкості проти МКК приймали відсутність тріщин після загину зразка на кут 90°. Після випробувань обчислювали середню умовну швидкість пітингової корозії. Як додатковий критерій застосовували кількість пітингів на одиницю площі, яку обчислювали під час візуального огляду зразків неозброєним оком, або за допомогою луп зі збільшенням ×2 та ×10.

В розробленій технології передбачено механічне зачищення або вирізання поверхневих дефектів, заплавлення розкриття дефектів, глибина яких перевищує 3 мм. Такі дефекти, як подряпини, риски тріщини, бризки електродного металу, лускатість зварних швів тощо, які сприяють пітингоутворенню [1, 2, 6], підлягають обов'язковому усуненню за допомогою шліфувального круга. Поверхневі дефекти, глибина, яких виходить за границі мінімальної товщини плакувального шару, у тому числі ті, що досягли ОШ, висвердлюють чи оброблюють шарошками, або шліфувальним кругом з наступним заварюванням. Локальний характер корозійних пошкоджень ПШ, їх невеликі площа і об'єм та обмеженість робочого простору обумовлює застосування ручного дугового зварювання покритими електродами або аргонодугового зварювання неплавким електродом з присадковим дротом, як найбільш прийнятних способів. При заварюванні дефектів, заглиблених у ОШ, спочатку виконують перехідний шар металу складу 10Х20Н13Г2, 10Х16Н25АМ6, 10Х25Н40М8Г2 тощо з підвищеним запасом аустенітності (еквіваленти хрому і нікелю 25-26 і 25-50 % відповідно, згідно з діаграмою Шефлера [7]) для запобігання утворенню тріщин в зоні сплавлення. Механічні властивості такого металу значно вище, ніж корозійностійкої сталі, яка є аналогом ПШ.

При виконанні лицювального шару наплавленого металу, який безпосередньо контактує з агресивним середовищем, застосовують зварювальні матеріали та способи механічного оброблення, які забезпечують його стійкість проти локальної корозії. Склад наплавленого металу попередньо обирають шляхом обчислення його еквіваленту пітингоутворення [2]:

$$PRE = 1\ \%\ Cr + 3{,}3\ \%\ (Mo + 0{,}5\ W) + l6\ \%\ N.$$

Згідно з цим показником, серед легуючих елементів, які визначають стійкість металу до пітингоутворення, найважливішими є хром, молібден, вольфрам та азот. В табл. 2 наведено еквівалент пітингоутворення, обчислений для металу, який, зазвичай, застосовують для наплавлення перехідного та корозійностійкого шарів під час ремонту біметалевого обладнання [7].

Стійкість металу проти ПК в стані після зварювання задовільно корелює з показником PRE, але не завжди корелює з стійкістю проти МКК, тому випробування стійкості зварних з'єднань не тільки проти МКК, а й проти пітингової корозії повинно бути обов'язковою вимогою в технології зварювання, як при виготовленні, так і при ремонті таких конструкцій.

Усунення схильності наплавленого металу до ПК досягається легуванням його молібденом та азотом [1, 2, 8]. Ефект впливу азоту пояснюється підвищенням степеня пасивування азотовмісних сталей

внаслідок адсорбції на їх поверхні оксидів азоту, що утворилися на початковій стадії корозійного процесу [8].

Таблиця 2. Результати випробувань стійкості наплавленого металу проти МКК та пітингової корозії в стані після зварювання та після термооброблення зварювальним термічним циклом

Марка електродів (тип металу)	PRE	Стійкість проти МКК		Швидкість ПК, г/(м^{2}ч)		Кількість пітингів на 1 см^2/Глибина пітингів, мм		Застосування
		Після зварювання	Після т/о	Після зварювання	Після т/о	Після зварювання	Після т/о	
ЭА-395/9 (Э-09Х16Н25АМ6)	37,4	Стійкий	Не стійкий	0	Max 0,6	0	11/~1	Наплавлення перехідного і облицювального шару
АНВ-17 (Э-02Х19Н18Г5АМ3)	30,5	Стійкий	Не стійкий	0	Max 0,8	0	16/~1,5	Наплавлення перехідного і облицювального шару
ЭА-400/10У (Э-07Х19Н10Г2М2Ф)	25,6	Стійкий	Не стійкий	Max 0,6	Max 1,4	10/~1	22/~2,5	Не рекомендується
ОЗЛ-6 (Э-10Х25Н13Г2)	25	Стійкий	Не стійкий	Max 1,72	Max 2,8	21/~2	35/~3,5	Не рекомендується

Висока стійкість наплавленого металу проти пітингоутворення не запобігає виникненню та розвитку пітингів в зоні термічного впливу (рис. 10), як основного так і наплавленого металу. Пітинги утворюються в цій зоні за будь-якого складу наплавленого металу. Причиною цього може бути збіднення хромом границь зерен внаслідок виділення на них карбідів [6] під впливом термо-деформаційного циклу зварювання, тому при багатошаровому наплавленні, поверхня облицювального шару повинна повністю закривати поверхню попередніх шарів наплавленого металу від контакту з агресивним середовищем.

Рис. 10. Пітинги в зоні термічного впливу зварних з'єднань та збільшений (×3) фрагмент поверхні біля пітингу

Наведені результати досліджень покладено в основу методики моніторингу технічного стану та рекомендацій з подовження ресурсу резервуарів для продуктів нафтопереробки. Методика пройшла промислову перевірку на ЗАО «Запоріжабразив» м. Запоріжжя та прийнята до застосування.

Висновки

1. Розроблено методичний підхід до моніторингу корозійного стану плакувального шару, який заснований на вимірюванні різниці потенціалів між корпусом резервуару та електродом порівняння, аналогічним за складом плакувальному шару. Обгрунтовано можливість застосування методу потенціометрії для виявлення корозійних пошкоджень в біметалевому резервуарі для зберігання нафтопродуктів, в тому числі, формаліну, без спорожнення.

2. Запропоновано критерій набуття біметалевим резервуаром аварійного стану, яким є зміщення різниці потенціалів між електродом порівняння та зовнішньою стінкою резервуара в негативний бік при наскрізному порушенні цілісності плакувального шару. Для підтвердження такого стану резервуара, виявлення дефектів та їх розмірів розроблено метод ультразвукового контролю із застосуванням

фіксування співвідношення синтезованих апертур до дифрагованих і розсіяних хвиль від поверхонь дефектів.

3. Розроблено технологію дугового зварювання в основу якої покладено, що склад наплавленого металу обов'язково треба вибирати з урахуванням його стійкості не тільки проти міжкристалітної корозії, а й проти пітингової. Встановлено, що найбільшу стійкість проти пітингоутворення має аустенітний метал, легований молібденом і азотом, пітинговий еквівалент якого понад 30.

4. Розроблено методику моніторингу технічного стану та рекомендацій з подовження ресурсу резервуарів з біметалу для продуктів нафтопереробки, в тому числі формаліну. Методика пройшла промислову перевірку та прийнята до застосування.

1. *Структура* и коррозия металлов и сплавов/ Сокол И. Я., Ульянин Е. А., Фельдгандлер Э. Г. и др. //Атлас. Справ. изд. – М.: Металлургия. – 1989. – 400 с.
2. *Томашо, Н.Д*. Теория коррозии и защита металлов. – М.: Изд. АН СССР. – 1959. – 592 с.
3. Снидах М., Бабак А., Байрамов А. Анализ повреждения днища наземного резервуара / Нефтегазовые технологии. – 2009. – № 4. – С. 77 – 81.
4. *Бурлов В.В., Алцыбеева А. И., Кузинова Т.М*. Локальная коррозия оборудования современного нефтеперерабатывающего завода / Известия СПбГТИ (ТУ). 2011. – № 11 (37). – С. 1 – 5.
5. *Сорокина Р.Н*. Нержавеющие стали в пищевой промышленности / Переработка молока. 2010. – № 3. – С. 56 – 59.
6. *Каховский Н.И*. Сварка высоколегированных сталей. – К.: Техніка. – 1975. – 376 с.
7. *Опыт* ремонта корпусов колонного оборудования по переработке нефти из двухслойных сталей / Ющенко К.А., Чекотило Л.В., Каховский Ю.Н., Булат А.В., Морозова Р.И., Мутас В.В., Настенко Г.Ф. и др. / Сборник научных трудов «Вестник НТУ «ХПИ» : Хімія, хімічна технологія та екологія № 14 – Вестник НТУ «ХПИ», 2010. – С. 122 – 136.
8. *Wallin T., Jargilinos R.F*. The effect of nitrogen alloy on the pitting corrosion resistance of Cr-Ni and Cr-Ni-Mo austenitic steels/ Bue corrosionsinste. – 1986. – № 101. – P. 161-164.

РОЗДІЛ 7

Підвищення надійності та подовження ресурсу мостів, будівельних, промислових і транспортних конструкцій

Керівник розділу – академік НАН України Л.М. Лобанов

В межах сьомого розділу виконувалися 19 науково-технічних проектів, головними напрямами яких є розробка методів оцінки та засобів подовження строків безпечної експлуатації залізничних та автодорожніх мостів, будівельних металевих та залізобетонних конструкцій, рухомого складу залізниць та електротранспорту, обладнання металургійної промисловості, об'єктів комунального господарства та агротехніки.

За проектом **Р 7.1. «Створення двовісного трьохелементного візка зварної конструкції для залізничного вантажного вагону підвищеної надійності та довговічності»**

Розроблені посилені конструкції суцільнозварних бічної рами і надресорної балки найбільш поширеного візка моделі 18-100 вантажних залізничних вагонів на заміну литих несучих конструкцій. Розрахунки їх на міцність та опір втомі виконані у відповідності до діючих норма і рекомендацій Міжнародного інституту зварювання. Виконується робота з виготовлення дослідних зразків для проведення випробувань при статичних і циклічних навантаженнях. Крім того, виконанні дослідження динамічних якостей вагона з візками зварної конструкції із компонентами обладнання подовженого ресурсу та запропонованими додатковими пружно-дисипативними зв'язками. За результатами цих досліджень надані рекомендації щодо оптимізації конструкції усього візка.

В межах проекту **Р7.2 «Розробка нової зносостійкої сталі для залізничних коліс та методів визначення їх експлуатаційного ресурсу за критеріями пошкоджуваності поверхні кочення»**

Розроблена нова зносостійка сталь для залізничних коліс та методи визначення їх експлуатаційного ресурсу за наявності пошкоджуваності поверхні кочення дефектами типу вищербина. Створено лабораторний металургійний комплекс, який дозволив виготовити дослідні зразки сталі, які по хімічному складу, неметалевим включенням, шкідливим домішкам, параметрам гарячого деформування відповідають вимогам промислового виробництва коліс та відрізняються від базової сталі зменшеним вмістом вуглецю та застосуванням технологій дисперсійного нітридного та твердо розчинного зміцнення марганцем та кремнієм. Прогнозується суттєве підвищення експлуатаційного ресурсу і надійності коліс.

Щодо проекту Р.7.3. **«Розробка електроімпульсного методу і створення обладнання для визначення і регулювання напруженого стану зварних з'єднань транспортних конструкцій»**

Проведені експериментальні дослідження, спрямовані на оптимізацію параметрів електронної системи для локальної електроімпульсної обробки, за яких досягається релаксація напруженого стану в тестових зразках із конструкційної сталі, алюмінієвих та магнієвих сплавах. В процесі виконання проекту розроблено і виготовлено удосконалене електротехнічне обладнання для електроімпульсної обробки зварних швів, до складу якого входить генератор імпульсів струму і електродний пристрій, що забезпечує передачу імпульсів струму.

Доведено, що при визначених значеннях щільності та тривалості імпульсу струму електроімпульсна обробка зварних з'єднань дозволяє значно зменшити залишкові напруження в зварних з'єднаннях, підвищити їх опір втомленості і виправити залишкові жолоблення. Для підвищення ресурсу елементів авіаційних конбструкцій проведено електроімпульсну обробку зварних швів проміжного корпусу авіадвигуна із магнієвого сплаву МЛ10, отворів для перетікання палива в стрингерних панелях крила літака із алюмінієвого сплаву Д16 тощо.

В межах проекту **Р7.4 «Розробка нових екологічно безпечних МГД технологій одержання виливків з високоміцного ливарного алюмінієвого сплаву типу ВАЛ10 з підвищеним рівнем технологічних властивостей»**

Розроблено ливарний алюмінієвий сплав із зниженим в порівнянні зі сплавом ВАЛ10 вмістом Cu до 2,5 %, підвищеним вмістом Si до 7,5 % та додатковим введенням до його складу олова, що забезпечує підвищений рівень механічних та ливарних властивостей сплаву. Створено технологію лиття нового сплаву під електромагнітним тиском на базі магнітодинамічної установки та визначені режими його термообробки. Виготовлені виливки відповідальних авіаційних деталей і передані на ДП «Антонов» для дослідження їх ресурсних властивостей. Розроблені технологічні інструкції щодо промислового виготовлення запропонованого сплаву.

В межах проекту **Р7.5 «Підвищення міцності та зносостійкостіробочих поверхонь мідних кристалізаторів безперервного розлиття заготівок тугоплавкими сплавами на основі Ni - Co, Ni - Cr шляхом отримання біметалічних з'єднань методом НТП інструментами із надтвердих матеріалів»**

Проведено комплекс експериментальних досліджень по наплавленню тертям з перемішуванням нержавіючих сталей на мідні плити кристалізаторів. Запропонована технологія потребувала створення спеціалізованого інструменту підвищеної жароміцності і зносостійкості. Заготівля інструменту спікається із суміші кубічного нітриду бору та алюмінію з добавками тугоплавких сполук титану і цирконію. Розроблена технологія є основою для отримання різних біметалічних з'єднань для відновлення роботоздатності кристалізаторів безперервного розлиття заготовок.

За проектом **Р7.6 «Розробка МГД-технології одержання дисперснозміцнених матеріалів на основі міді для струмоз'ємних деталей залізничного транспорту»**

Доведено, що підвищення ресурсу сильно-струмового ковзаючого контакту базується на застосуванні вставок на основі міді з легуючими добавками заліза, хрому і вуглецю, які забезпечують підвищені трибологічні властивості при меншому зносі контактного дроту. Створено технологічне обладнання, виготовлені дослідні зразки вставок і проведені дослідження їх властивостей відповідно для потреб Укрзалізниці. Спільно з підприємством, що виготовляє контактні пластини пантографів розроблені технологічні рекомендації для промислового освоєння виробництва запропонованих контактних деталей, що використовуються на залізничному транспорті.

За проектом Р7.7 **«Розробка та впровадження технології ремонту зварюванням рам візків локомотивів ВЛ80»**

Досліджено особливості пошкоджуваності металу в процесі тривалої експлуатації та закономірності впливу технологічних параметрів ремонтного зварювання на напружено-деформований стан, структуру та опір крихкому і уповільненому руйнуванню зварних з'єднань. Розроблені та впроваджені технологічні рекомендації щодо проведення ремонту зварних елементів рам візків електровозів з тріщинами втоми, який забезпечує підвищену опірність крихкому руйнуванню відновлених зварних з'єднань в умовах експлуатації.

Щодо проекту **Р7.9 «Створення комплексу технічних засобів для автоматизованої ультразвукової дефектоскопії залізничних рейок із використанням сучасних інформаційних технологій»**

Проведено розробку та макетування основних вузлів автоматизованого ультразвукового рейкового дефектоскопа, зокрема блока первинних перетворювачів, блока датчика шляху та механічної пошукового системи. Також розроблено математичне забезпечення мікропроцесорних вузлів та засобів інтерактивної взаємодії оператора з органами управління ультразвукового рейкового дефектоскопа. Проведено комплексне дослідження розроблених механічних і електронних вузлів дефектоскопа на зразках рейок з різними типами дефектів. Створено дослідний зразок автоматизованого ультразвукового рейкового дефектоскопа для застосовування у колійному господарстві України при виявленні дефектів в нитках залізничної колії по всій довжині та перетину рейок.

За проектом **Р7.10 «Створення універсальної системи підвищення надійності та подовження ресурсу при будівництві та реконструкції мостових та будівельних конструкцій з використанням акустичного каротажу та віброударної діагностики»**

Розроблений та виготовлений експериментальний зразок системи акустичного каротажу та віброударної діагностики на основі п'єзокварцових елементів уніфікованої конструкції та удосконалених електронних блоків. Проведено його експериментальні випробування в умовах будівельних майданчиків у м. Києві із застосуванням спеціальної випробувальної апаратури. Застосування розробленої системи дозволяє визначати ступінь надійності занурених у грунт залізобетонних паль як при зведенні нових мостових та будівельних конструкцій, так і при відновленні об'єктів, частково зруйнованих внаслідок стихійних лих, техногенних та інших аварійних ситуацій.

В рамках проекту **Р7.11 «Створення системи керування процесом контактного зварювання оплавленням рейок у стаціонарних і польових умовах, що забезпечує підвищення експлуатаційного ресурсу та надійності залізничних колій»**

Розроблено комп'ютеризовану систему контролю та керування процесом стикового зварювання залізничних рейок, яка використовує також статистичну обробку великих масивів інформації щодо технологічних параметрів циклу зварювання. Це дозволяє виявляти відхилення параметрів й попередити їх вихід за нормативні допуски, що стабілізує процес зварювання і поліпшує якість та довговічність зварних з'єднань. Система пройшла випробування в промислових умовах і впроваджується на рейкозварювальних підприємствах Укрзалізниці.

При виконанні проекту **Р7.12 «Розробка заходів з продовження кампанії доменних печей шляхом удосконалення технології завантаження, шлакового режиму і автоматизованого контролю параметрів доменної плавки за умов погіршення якості шихтових матеріалів»**

Створено систему контролю та управління шлаковим режимом доменної плавки, яка дозволяє здійснювати діагностику технологічної ситуації і надавати рекомендації, щодо оптимізації складу шлаку. Розроблено нормативний документ, що регламентує вимоги до установки засобів і систем автоматизованого контролю плавки на доменних печах України та технологічну карту заходів з продовження тривалості кампанії доменних печей. Виконано реалізацію розроблених технологічних і технічних рішень, які спрямовані на збільшення тривалості кампанії доменних печей.

Щодо проекту **Р7.13 «Підвищення надійності та подовження ресурсу відповідальних великогабаритних деталей рухомого складу залізничного транспорту шляхом розробки та застосування нової енергозберігаючої технології надзвукового електродугового напилювання»**

Створено електродуговий металізатор із підвищеною продуктивністю при понижених питомих втратах енергії для напилювання покриттів. Розроблено та виготовлено порошкові дроти системи легування Fe-Cr-Al для реалізації запропонованої технології. Проведено випробування технологічного процесу і обладнання при нанесенні покриттів на поверхні шийок дослідної партії колінчастих валів дизельних потягів. Розроблена технологічна інструкція на процес електродугового напилювання зносостійких покриттів на великогабаритні деталі залізничного транспорту типу «вал». Технологія і устаткування використовуються на ремонтному підприємстві Укрзалізниці.

За проектом **Р7.14. «Розробка технології виготовлення елементів фрикційних пар із порошкових композиційних матеріалів з підвищеним експлуатаційним ресурсом для гальмівних пристроїв рухомого складу залізничного транспорту»**

Проведено розробку складу та відпрацювання технологічних режимів виготовлення фрикційних композиційних порошкових матеріалів на основі системи метал-скло для роботи в умовах підвищених навантажень Виконано широкий комплекс лабораторних та стендових випробувань фізико-механічних і триботехнічних характеристик отриманих матеріалів та дослідно-промислова апробація розробленої технології в умовах заводу «Трібо» (м. Біла Церква). Розпочата підготовка до серійного виробництва фрикційних елементів «ТОВ «Інтер-Контакт-Пріор» (м. Васильків, Київської обл.).

В межах проекту **Р.7.15 «Подовження ресурсу компонентів обладнання високого тиску для транспортної авіації за рахунок автоматизації процесу їх зварювання»**

Розроблена установка для зварювання сферичних балонів резервної системи керування транспортних літаків. Автоматизація процесу зварювання сферичних балонів передбачає заміну традиційного багатопрохідного TIG-процесу ATIG-зварюванням, яке забезпечує виконання зварних з'єднань балону за один прохід, без розкриття кромок і присадкового дроту з мінімальним тепловкладенням у зварне з'єднання, що дозволяє запобігти утворенню утяжин та рихлот в швах, які є недопустимими дефектами. В конструкції установки передбачена можливість її модернізації під зварювання інших типів ємностей високого тиску, які застосовуються в транспортній авіації.

За проектом Р7.16 «Методика визначення залишкового ресурсу залізобетонних мостових балок та розроблення технічних засобів моніторингу деформацій»

Розроблена методика, що базується на визначенні ступеня пошкоджуваності бетону і арматури внаслідок циклічного навантаження. За міру пошкоджуваності бетону прийнято величину питомої енергії руйнування, яка визначається через локальні параметри напружено-деформованого стану матеріалу, що вимірюються методом цифрової кореляції зображень (ЦКЗ). Для цього розроблені технічні засоби та обладнання ЦКЗ, створено алгоритми обробки зображень. Методика використана при випробуванні реконструйованого залізобетонного моста на кільцевій дорозі (м. Львів).

За проектом **Р7.18 «Розробка ефективних методів подовження ресурсу мостів і будівельних конструкцій шляхом хімічної та радіаційно-хімічної модифікації бетонів»**

Визначено оптимальні склади сумішей силіконів щодо їх радіаційної полімерізації у контакті з бетоном, які призначені для ефективного захисту бетонних конструкцій від атмосферної корозії і механічного пошкодження. Виготовлено зразки модифікованих бетонних виробів і досліджено їх фізико-хімічні властивості. Доведено ефективність радіаційно-хімічної модифікації. Одержано акт про використання результатів науково-дослідної роботи в будівельній промисловості.

За проектом **Р7.19 «Розробка технології виробництва литої штампової сталі для гарячого деформування з регулюванням аустенітного перетворення»**

Доведено, що структура гартованої сталі 40Х3Н5М3Ф при нагріванні від кімнатної температури до температури 800 °С змінюється, внаслідок чого мартенситна структура перетворюється на аустенітну з невеликою кількістю карбідної складової (1,55 %). Залежність кількості аустеніту від температури близька до експоненціальної.

Встановлені режими термічної та механічної обробок сталі при виготовленні матриць та проведені їх дослідно-промислові випробовування при пресуванні зливків мідно-нікелевого сплаву марки МНЖ-5-1. За новою технологією отримано 37 тон трубних заготовок, що значно перевищує стійкість в порівнянні з базовими матрицями. Розроблена технологія впроваджується на Артемівському заводі по обробці кольорових металів.

В межах проекту **Р7.20 «Розроблення методів захисту від електромагнітних, оптичних та акустичних випромінювань при дугових, контактних та електрошлакових технологіях»**

Визначено шляхи мінімізації оптичних та акустичних випромінювань і підготовлено методичні рекомендації з захисту від електромагнітних, оптичних та акустичних випромінювань при застосуванні дугових, контактних та електрошлакових технологій.

За проектом **Р7.21 «Підвищення надійності та ресурсу апаратів хімічної промисловості з застосуванням лазерного зварювання тонкостінних фільтруючих елементів»**

Розроблено промислову технологію лазерного зварювання сітчастих фільтруючих елементів з аустенітної нержавіючої сталі стиковими швами, яка підвищує надійність конструкції, усуває небезпеку утворення крихких структур в швах і ЗТВ, дозволяє уникнути необхідності у використанні коштовних припоїв, мінімізує геометричні розміри зварних з’єднань, а також максимально наближає антикорозійні та механічні характеристики одержуваних з’єднань до рівня основного металу. Виготовлена дослідно-промислова партія конічних трубчастих сітчастих фільтруючих елементів і передана на профільне підприємство ЗАТ «Чернівецький хімзавод», м. Чернівці для проведення експлуатаційних випробувань. Проведені випробування довели повну відповідність виготовлених виробів існуючим на підприємстві технічним нормативам.

ПРОЕКТ 7.1

Створення двовісного трьохелементного візка зварної конструкції для залізничного вантажного вагону підвищеної надійності та довговічності

7.1.1. Створення надійних суцільнозварних конструкцій несучих елементів візка вантажного вагону з підвищеними експлуатаційними характеристиками

УДК 539.4:621

СТВОРЕННЯ НАДІЙНИХ СУЦІЛЬНОЗВАРНИХ КОНСТРУКЦІЙ НЕСУЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ ВІЗКА ВАНТАЖНОГО ВАГОНУ З ПІДВИЩЕНИМИ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ З ВИКОРИСТАННЯМ МЕТОДІВ МАТЕМАТИЧНОГО МОДЕЛЮВАННЯ

О.В. МАХНЕНКО, В.І. ПАВЛОВСЬКИЙ, Г.Ю. САПРИКІНА, А.Д. ПУСТОВОЙ
(Інститут електрозварювання ім. Є.О.Патона НАН України)

Проаналізовано існуючі конструкції елементів візка вантажного вагону, узагальнено діючі навантаження, сформульовано основні вимоги та методи розробки суцільнозварних конструкцій елементів візка вантажного вагону. Виконано розрахунки на міцність суцільнозварної конструкції бічної рами та надресорної балки відповідно до діючих Норм.

Ключові слова: *трьохелементний візок вантажного вагону, суцільнозварні конструкції, бічна рама, надресорна балка, опір втомі, розрахунки на міцність*

Статистика аварійності на залізницях України та Росії свідчить про збільшення випадків, пов’язаних з руйнуванням литих несучих елементів двовісних трьохелементних візків вантажного вагона (рис. 1). Аналіз експлуатаційної надійності литих конструкцій бічної рами та надресорної балки візка типу 18-100 показав, що основною причиною відмови є поява втомних тріщин [1, 2]. Великі сталеві відливки елементів візка вантажного вагону мають ряд недоліків як технологічного, так і конструктивного характеру. Так стінки сталевої відливки мають велике розсіювання за товщиною [3]. Крім того, литтю властиві дефекти у вигляді пор, раковин тощо, усунення яких дуже трудомістке [4]. У зв’язку із цим, задача підвищення характеристик опору втомі і живучості несучих елементів візка стає вельми актуальною.

а *б*

Рис. 1. Трьохелементний двохвісний візок залізничного вантажного вагону: а – модифікація візка типу 18-100 з литими конструкціями бічної рами та надресорної балки; б – руйнування литої конструкції бічної рами візка

© О.В. МАХНЕНКО, В.І. ПАВЛОВСЬКИЙ, Г.Ю. САПРИКІНА, А.Д. ПУСТОВОЙ, 2015

Розробка суцільнозварних конструкцій несучих елементів візка вантажного вагону. Перехід на технологію зварювання виготовлення конструкцій несучих елементів дасть можливість уникнути недоліків литої конструкції і підвищити надійність конструкції візка вантажного вагону. Виробництво елементів візка з використанням зварювальної технології є не настільки витратним у порівнянні з технологією литва і можливо практично на будь-якому машинобудівному підприємстві, що створить умови насичення ринку якісними елементами вантажного візка, а саме бічною рамою та надресорною балкою з підвищеними характеристиками опору втомі.

У Західній Європі широко використовують зварні конструкції візків вантажних вагонів і розробляють нові конструкції з високими експлуатаційними характеристиками. На залізницях Європи як типовий візок вантажних вагонів прийнято модель Y25 (рис. 2).

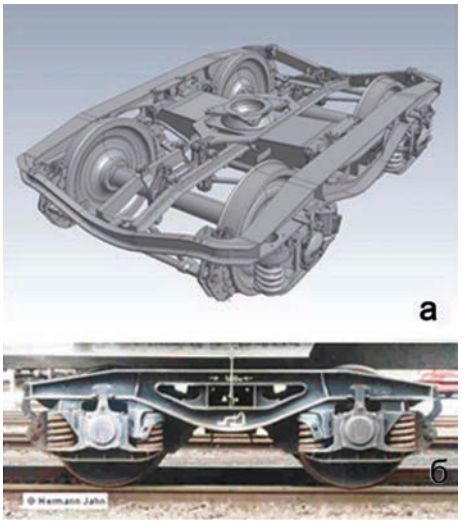


Рис. 2. Візок типу Y25: *а* – загальний вигляд; *б* – вигляд збоку

Рис. 3. Загальний вигляд зварної конструкції візка RC25NT

На рис. 3 показано новий візок RC25NT (колія 1435 мм, вантажопідйомність 25 т) виробництва фірми ELH (Німеччина, Галле), що має рамну конструкцію і центральне ресорне підвішування.

Відома ціла низка спроб зі створення в Україні та Росії конструкцій суцільнозварних несучих елементів візків вантажних вагонів, взаємозамінних з литими конструкціями. Можна навести деякі приклади.

У 2002 р ТОВ «ГСКБВ» (м. Маріуполь, Україна) спільно з ГУП НВЦ «Вагони» (м. Санкт-Петербург, РФ) була розроблена зварна конструкція трьохелементного візка вантажного вагону моделі 18-1711 з осьовим навантаженням 25 тс (рис. 4) [5].

Перші дослідні зразки надресорних балок не пройшли стендових випробувань на втому. За допомогою фахівців ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАН України суцільнозварна конструкція надресорної балки була вдосконалена з позицій підвищення опору втоми її зварних з'єднань [6]. При подальшому проведенні скорочених прискорених випробувань двох дослідних зразків надресорної балки на циклічне навантаження у першій балці макротріщину довжиною 30 мм виявили при $2{,}745 \cdot 10^6$ циклах навантаження, у другій балці після $6 \cdot 10^6$ циклів навантаження втомна макротріщина виявлена не була і випробування припинили. Випробування показали, що розроблена зварна конструкція надресорної балки забезпечує необхідну довговічність, за характеристиками міцності та ваговими показниками вона не поступається литий, і може бути рекомендована для проведення повного циклу випробувань.

У 2004 році ФГУП НВЦ «Вагони» (м. Санкт-Петербург, РФ) і ЗАТ НО «ТІВ» (м. Твер, РФ) розробили базовий двовісний візок моделі 18-9750 з осьовим навантаженням 25 тс зі зварною конструкцією бічної рами та надресорної балки (рис. 5) [7].

У 2007 р. ФГУП ВО «Уралвагонзавод» ім. Ф.Е. Дзержинського розробив штампозварний варіант візка вантажного вагона (рис. 6) [8]. Основні несучі деталі коробчатого перетину (надресорна балка і бічна рама) виконані з двох частин, кожна з яких являє собою єдину штамповану заготовку, з'єднану з відповідною частиною уздовж вертикальної поздовжньої площини деталі.

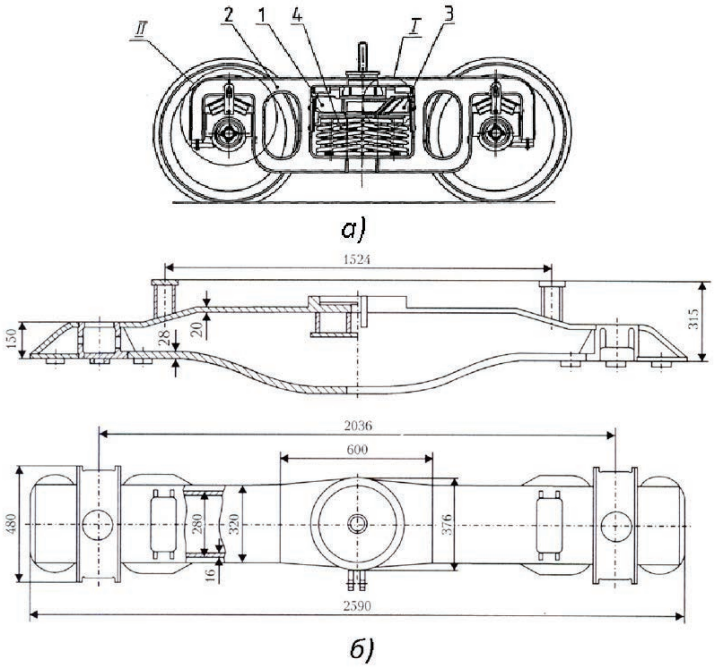


Рис. 4. Зварна конструкція трьохелементного візка вантажного вагону моделі 18-1711: *а* – візок вид збоку; *б* – конструкція надресорної балки, розроблена із залученням фахівців ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАН України

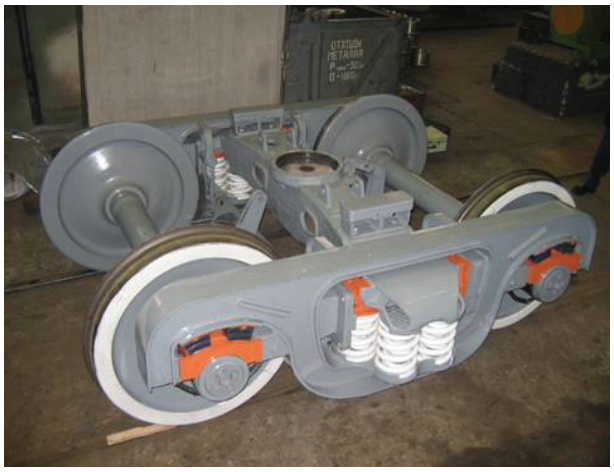


Рис. 5. Двохосьовий візок моделі 18-9750

Але, незважаючи на цілий ряд спроб створення на території СНД зварних конструкцій несучих елементів трьохелементних візків вантажних вагонів, взаємозамінних з литими конструкціями, жодна з розроблених зварних конструкцій не застосовується сьогодні при регулярних вантажоперевезеннях. Одна з причин пов’язана з тим, що вони не забезпечують необхідну надійність і довговічність.

При створенні конкурентноздатних зварних конструкцій несучих елементів, взаємозамінних з литими елементами візок типу 18-100, необхідно забезпечити надійність зварного варіанту несучих елементів за рахунок підвищення опору втомі і живучості в порівнянні з литою конструкцією. Розрахунок опору втомі суцільнозварних конструкцій елементів візка вантажного вагону, регламентується діючими наразі на території України та Росії Нормами [9] за коефіцієнтами запасу опору втомі для різних оціночних зон (основного металу та зварних швів) з урахуванням розподілу коефіцієнту вертикальної динаміки за діапазонами швидкостей експлуатації (спектр навантаження).

Величини циклічних навантажень залежать від швидкості руху вагона, стану колії і т. п., тобто це цілий спектр циклічних навантажень, елементи якого мають різну імовірність появи у часі експлуатації вагону. Це питання досить добре вивчене. У Нормах є відповідні рекомендації, які дозволяють кількісно визначити силові характеристики циклічного навантаження в експлуатаційних умовах.

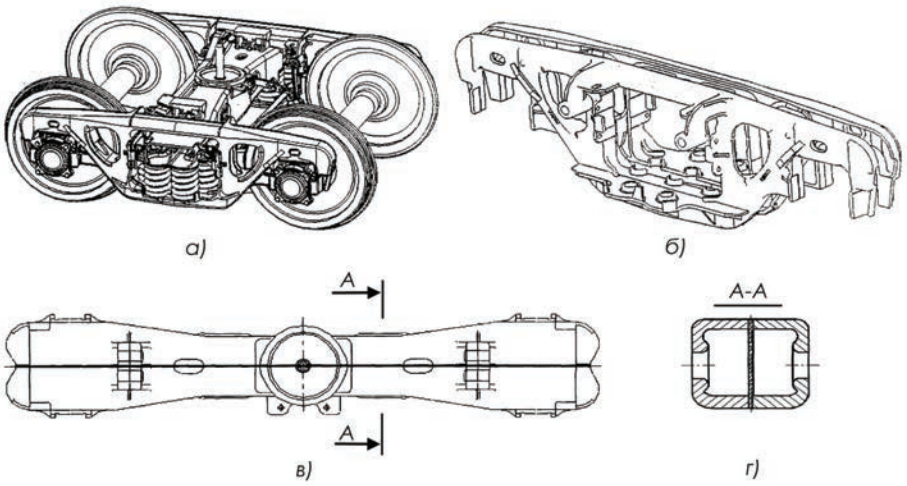


Рис. 6. Штампозварний варіант візка вантажного вагону: *а* – візок вантажного вагону; *б* – конструкція бічної рами; *в* – конструкція надресорної балки; *г* – перетин *А-А* надресорної балки

Розрахунок на втому зварних з'єднань відповідно до чинних норм. Згідно Норм [9] коефіцієнт опору втомі конструкції:

$$n = \frac{\sigma_{a,N}}{\sigma_{a,э}} \geq [n], \qquad (1)$$

де $\sigma_{a,N}$ – границя витривалості (по амплітуді) натурної деталі при симетричному циклі і сталому режимі навантаження при базовому числі циклів (для конструкцій із сталей – 10^7 циклів); $\sigma_{a,э}$ – розрахункова величина амплітуди динамічного напруження умовного симетричного циклу, приведена до базового числа циклів, еквівалентна за ушкоджувальною дією реальному режиму експлуатаційних випадкових напружень за проектний термін служби деталі; $[n]$ – коефіцієнт запасу опору втомі, що допускається.

Границя витривалості $\sigma_{a,N}$ (по амплітуді) за умови, що вона відповідає ймовірності P = 0,95 неруйнування, для зварних рам і балок з листового і фасонного прокату при напівавтоматичному та ручному зварюванні в Нормах [9] дається у вигляді:

$$\sigma_{a,N} = \frac{\overline{\sigma_{-1}}}{K_\sigma}(1 - z_p v_\sigma), \qquad (2)$$

де $\overline{\sigma_{-1}}$ – середнє (медіанне) значення границі витривалості гладкого стандартного зразка з матеріалу деталі по [10] при симетричному циклі вигину (R = – 1,0) на базі N циклів; $\overline{K_\sigma}$ – середнє значення коефіцієнта зниження границі витривалості деталі по відношенню до границі витривалості стандартного зразка; z_p – квантиль розподілу $\sigma_{a,N}$ як випадкової величини; v_σ – коефіцієнт варіації границі витривалості за умови, що $\sigma_{a,N}$ відповідає імовірності P = 0,95 неруйнування ($(1 – z_p v)$ = 0,88).

У Нормах [9] є дані стосовно величин $\overline{K_\sigma}$ для типових елементів несучих конструкцій вагонів.

Із залежності (2) випливає, що, оскільки (N) залежить від міцності основного металу, збільшуючись із зростанням σ_B, то у користувачів Норм складається думка, що підвищення міцності σ_B конструкційної сталі сприяє, згідно (2) збільшенню $\sigma_{a,N}$. Водночас досить відомим фактом, чітко сформульованим у Рекомендаціях Міжнародного Інституту Зварювання (МІЗ) [11] на основі обробки численних експериментальних даних, є положення, що для необроблених зварних з'єднань конструкційних сталей феритного (перлітного) класів з границею міцності σ_B від 400 до 900 МПа значення $\sigma_{\alpha\ ,N}$ для досить представницької вибірки випробувань не залежить від величини σ_B, тобто для зварної рами і балки з маловуглецевої сталі з границею міцності σ_B = 400 МПа і високоміцної низьколегованої сталі з σ_B = 900 МПа опір багатоциклової втоми зварних з'єднань буде приблизно однаковим.

Суттєві зауваження є і щодо рекомендованих в Нормах [9] значень коефіцієнтів $\left(\overline{K}_\sigma\right)_\alpha$ для зварних з'єднань. Так для поздовжніх зварних з'єднань балок, виготовлених з листового прокату рекомендують (табл. 1) значення на рівні 1,5 – 1,7 , тобто для сталі з границею міцності σ_B = 450 МПа та витривалості $\overline{\sigma_{-1}}$ = 225 МПа на базі 10^7 циклів величина $\sigma_{a,N}$ по (2) для зварних з'єднань дорівнює 117 МПа.

За Рекомендаціями [11] границя витривалості для зварних з'єднань (по амплітуді) на базі 10^7 циклів:

$$\sigma_{\alpha,N} = 0{,}5 \cdot FAT \cdot f(R) \cdot f(N), \tag{3}$$

де *FAT* – границя витривалості (за розмахом) на базі $2 \cdot 10^6$ циклів при симетричному циклі, визначається класом зварного з'єднання, $f(R)$ – функція коефіцієнта асиметрії циклу навантаження R і рівня залишкових напружень. При $R = -1{,}0$ значення $f(R) = 1{,}6$ при рівні залишкових напружень менше $0{,}2\sigma_T$ і $f(R) = 1{,}0$ при більш високих залишкових напруженнях; $f(N)$ – враховує обмежену втому.

У діапазоні $10^4 < N < 10^8$ циклів $f(N)$ визначається залежністю:

$$f(N) = \left(\frac{C}{N}\right)^{\frac{1}{m}}, \tag{4}$$

де N – довговічність зварного з'єднання, $C = 2 \cdot 10^6$, $m = 3$ при $10^4 < N < 10^7$ циклів, $C = 1 \cdot 10^7$, $m = 5$ при $10^7 < N < 10^8$ циклів, при $N > 10^8$ циклів можна прийняти, що амплітуда напружень не змінюється.

Таким чином, для повздовжніх зварних з'єднань балок при *FAT* = 90 – 125 МПа, $f(R) = 1{,}0$ і $f(N) = 0{,}585$ ($N = 10^7$ циклів) $\sigma_{\alpha,N}$ за [10] не перевищує $\sigma_{\alpha,N}$ = 26 МПа.

Відповідно амплітуди, що допускаються $[\sigma_{\alpha,N}] = \dfrac{\sigma_{\alpha,N}}{n}$, де n – коефіцієнт безпеки. За [9] значення n приймаються для елементів кузовів вагонів усіх типів в межах n = 1,3 – 1,8 залежно від ступеня надійності даних щодо $\sigma_{\alpha,N}$, для нових конструкцій рекомендується призначати n = 2. За [11] значення коефіцієнта безпеки для відповідальних конструкцій приймається в межах n = 1,15 – 1,4. За такого припущення матимемо для розглянутих поздовжніх зварних з'єднань відповідні допустимі амплітуди: $[\sigma_{\alpha,N}]$ = 58,5 МПа і $[\sigma_{\alpha,N}]$ = 24 – 19 МПа.

Видно, що допустимі значення амплітуд номінальних напружень $[\sigma_{\alpha,N}]$ при регулярному змінному навантажуванні на базі 10^7 циклів для поздовжніх зварних з'єднань балок по [9] на 145 – 210 % вище таких за [11].

Таблиця 1. Порівняння допустимих значень амплітуд номінальних напружень $[\sigma_{\alpha,N}]$ при регулярному перемінному навантаженні на базі 10^7 циклів для різних зварних з'єднань за [9] і [11] для конструкцій із сталі з границею міцності σ_B = 450 МПа

Тип зварного з'єднання	Норми [9] (при n = 2)		Рекомендації МІЗ [11]		
	$\left(\overline{K}_\sigma\right)_\alpha$	$[\sigma_{\alpha,N}]$, МПа	*FAT*, МПа	n	$[\sigma_{\alpha,N}]$, МПа
Поздовжнє кутове	1,5 – 1,7	58 – 66	90 – 125	1,15 1,4	26 – 32 19 – 23
Поперечне стикове двостороннє	2,0 – 2,4	41 – 50	80 – 112	1,15 1,4	23 – 28 17 – 20
Поперечне стикове одностороннє	4,0 – 4,8	21 – 25	36 – 80	1,15 1,4	17 – 20 7,5 – 9

Аналогічно поздовжнім зварним з'єднанням виконано порівняння допустимих значень $[\sigma_{\alpha,N}]$ для односторонніх та двосторонніх стикових зварних швів, розташованих поперечно стосовно дії номінальних напружень. Результати порівняння, представлені в табл. 1, підтверджують, що чинні Норми [9] суттєво завищують реальний опір зварних з'єднань циклічним навантаженням. Такі приклади показують, що спроектовані в рамках Норм зварні несучі конструкції залізничних вагонів можуть не мати достатньої довговічності. Можливо, це одна з причин, чому досі не було розроблено надійних і технологічних

конструкцій суцільнозварних несучих елементів трьохелементного візка вантажного вагону, які можуть конкурувати з литими деталями.

В рамках Комплексної програми наукових досліджень НАН України «Ресурс» спеціалістами ІЕЗ ім. Е.О. Патона НАН України починаючи з 2013 року проводяться роботи з розробки нових зварних конструкцій несучих елементів візка вантажного вагону з підвищеними експлуатаційними характеристиками.

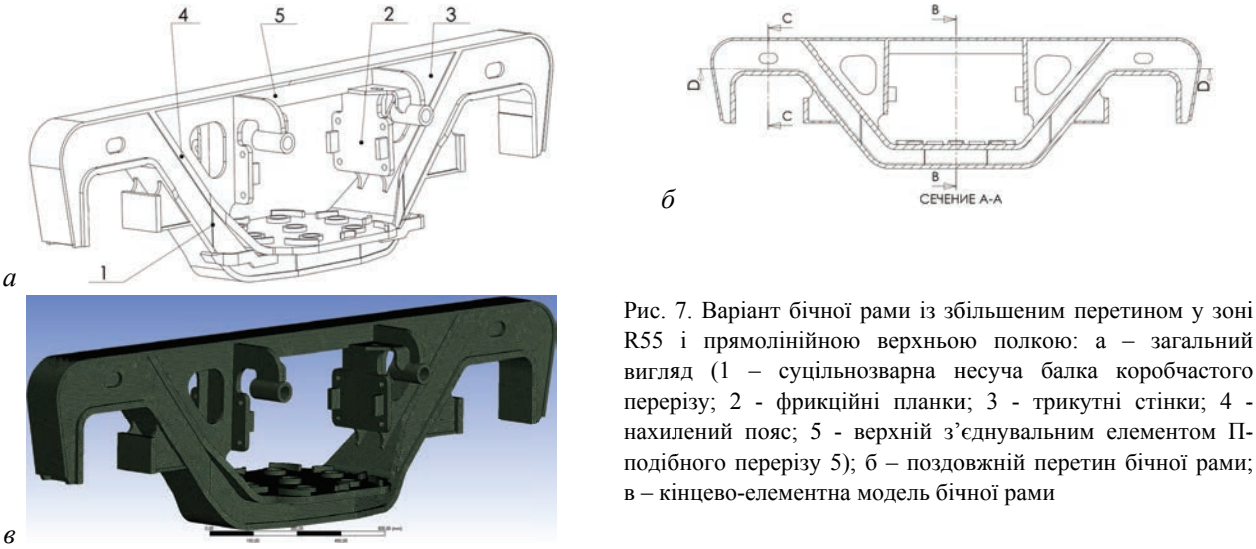


Рис. 7. Варіант бічної рами із збільшеним перетином у зоні R55 і прямолінійною верхньою полкою: а – загальний вигляд (1 – суцільнозварна несуча балка коробчастого перерізу; 2 - фрикційні планки; 3 - трикутні стінки; 4 - нахилений пояс; 5 - верхній з'єднувальним елементом П-подібного перерізу 5); б – поздовжній перетин бічної рами; в – кінцево-елементна модель бічної рами

Розробка нової конструкції бічної рами і надресорної балки базується на наступних положеннях:

– Взаємозамінність за габаритами і посадковим розмірами з литою конструкцією.

– Застосування листового прокату низьколегованої сталі (типу 09Г2С).

– Задоволення вимог діючих Норм із розрахунку на міцність залізничних вагонів, з проведення випробувань на статичне і циклічне навантаження, стандартів, Рекомендацій МІЗ щодо визначення опору втомі зварних з'єднань.

– Технологічність процесу збирання і зварювання.

Метою розробки є:

– Підвищення надійності за рахунок забезпечення високого рівня опору втомі та живучості зварної конструкції.

– Забезпечення точності базового розміру в межах ± 1мм.

– Зменшення ваги на 5 – 10 %.

– Зниження витрат на впровадження виробництва бічних рам та надресорних балок за технологією зварювання у порівнянні з технологією лиття.

Розрахунок на міцність зварної бічної рами на основі математичного моделювання. Подамо деякі результати розрахунку на міцність розробленої під осьове навантаження 23,5 тс суцільнозварної конструкції бічної рами візка вантажного залізничного вагона зі збільшеним перетином у зоні R55 і прямолінійною верхньою полкою (рис. 8).

При розрахунку НДС бічної рами і надресорної балки з використанням методу скінчених елементів (МСЕ) використовувалися значення коефіцієнта Пуассона ν та значення модуля пружності при розтягуванні *E* для низьколегованої сталі 09Г2С (табл. 2).

Таблиця 2. Фізичні та механічні властивості основного матеріалу надресорної балки сталі 09Г2С, прийняті при розрахунку

***T*, (°C)**	***E*, (МПа)**	**ν**	**σ_{02}, (МПа)**	**σ_B, (МПа)**
20	2,04	0,3	325	470

Міцність посиленої суцільнозварної конструкції бічної рами візка відповідно до Норм [9] оцінена при двох розрахункових режимах (табл. 3) за допустимими напруженнями.

Таблиця 3. Значення зусиль, що діють на бічну раму, для розрахунку на міцність за першим і третім розрахунковими режимами при осьовому навантаженні 23,5 тс

Режим	F_{1x},кН	F_{2x},кН	F_{3x},кН	F_{1y}, кН	F_{2y}, кН	F_{1Z}, кН	F_{2Z}, кН
I-1	0,00	0,00	71,13	0,00	0,00	497,7	0,00
I-2	23,74	0,00	50,41	92,80	18,39	354,17	0,00
I-3	120,00	0,00	28,00	0,00	0,00	210,64	0,00
III	6,78	63,89	45,93	15,80	0,00	320,17	22,36

За першим розрахунковим режимом розглядаються відносно рідкісні поєднання екстремальних навантажень. Основна вимога при розрахунку на міцність за цим режимом – не допустити появи залишкових деформацій (ушкоджень) у вузлі або деталі. В експлуатації першому режиму відповідають: осаджування та рушення великовантажного потягу з місця; співудар вагонів при маневрах, у тому числі при розпуску з сортувальних гірок; екстрене гальмування в потягах при малих швидкостях руху.

За третім розрахунковим режимом розглядається відносно часте можливе поєднання помірних за величиною навантажень, характерне для нормальної роботи вагона в рухомому потязі. Основна вимога при розрахунку за цим режимом – не допустити втомного руйнування вузла деталі. В умовах експлуатації третій розрахунковий режим відповідає руху вагону у складі потягу по прямих, кривих ділянках колії та стрілочних переводах з допустимою швидкістю; при періодичних регулювальних гальмуваннях; при періодичних помірних ривках та поштовхах; при штатній роботі механізмів і вузлів вагона. При цьому на візок діють: сила ваги вагона брутто; сили інерції мас візка; вертикальна динамічне навантаження; відцентрова сила, що виникає при русі вагону в кривій; вертикальна складова від дії відцентрової сили.

На рис. 8 дано схему завдання кінематичних та силових граничних умов для розрахунку напружено-деформованого стану бічної рами при різних режимах навантаження.

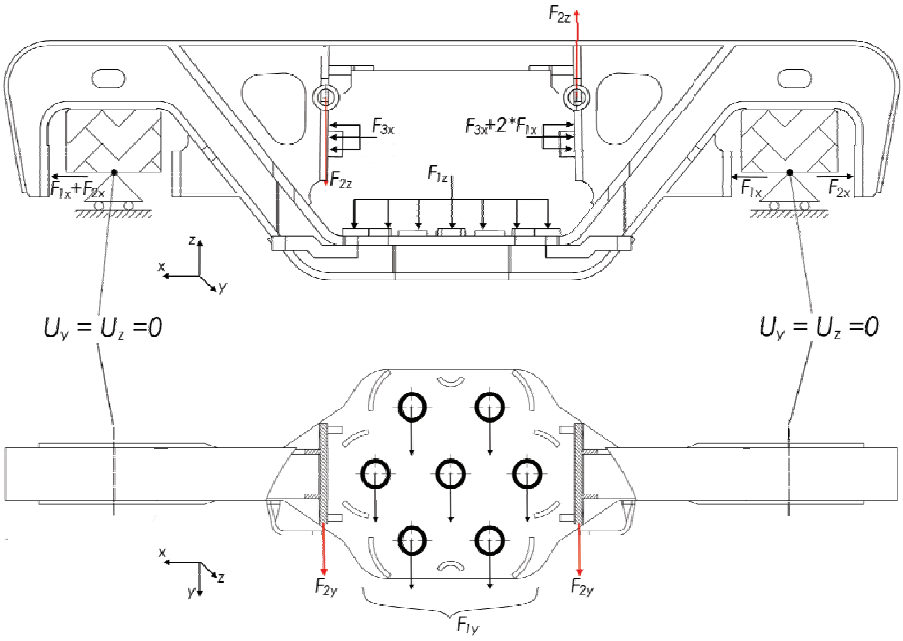


Рис. 8. Схема завдання кінематичних та силових граничних умов для розрахунку бічної рами на міцність

Результати розрахунків напружено-деформованого стану за першим розрахунковим режимом для трьох варіантів поєднання навантажень показали, що еквівалентні напруження, викликані відповідними поєднаннями навантажень, не перевищують величин допустимих напружень з великим запасом, максимальні прогини конструкції бічної рами у вертикальному напрямку незначні (табл. 4). Результати розрахунків за третім розрахунковим режимом, що відповідає циклічним навантаженням, показали, що еквівалентні напруження, викликані зазначеним поєднанням навантажень, для розробленого варіанту бічної рами зі збільшеним перетином у зоні R55 не перевищують (до 188 МПа) величину допустимих напружень 190 МПа (рис. 9).

Таблиця 4. Допустимі напруження для сталі 09Г2С при розрахункових режимах і максимальні розрахункові напруження та прогини в підсиленій суцільнозварній конструкції бічної рами

Розрахунковий режим	Допустимі напруження, МПа	Макс. розрахункові напруження, МПа	Макс. розрахункові прогини, мм
Перший (1 поєднання навантажень)	325,0	179	1,29
Перший (2 поєднання навантажень)	292,5	259	1,45
Перший (3 поєднання навантажень)	325,0	218	0,57
Третій	190,0	188	1,17

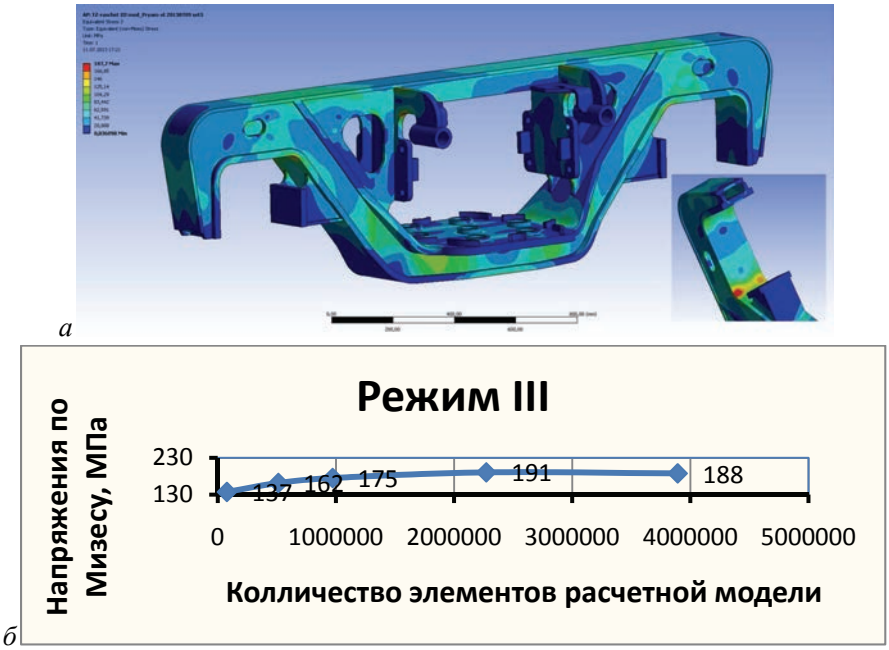


Рис. 9. Результати, які відповідають третьому розрахунковому режиму: *а* – розподіл еквівалентних напружень (до 188 МПа); *б* – графік збіжності результатів при збільшенні кількості елементів розрахункової моделі (макс. розмір елемента відповідно 20, 10, 8, 6, 5 мм)

Проведений розрахунок опору втомі посиленої конструкції суцільнозварної бічної рами візка відповідно до Норм [9] за коефіцієнтами опору втомі для різних оціночних зон (основного металу та зварних швів) з урахуванням розподілу коефіцієнта вертикальної динаміки за діапазонами швидкостей експлуатації (спектр навантаження), а також з урахуванням додаткового спектру навантаження від поздовжніх стискаючих сил через автозчеплення показав, що розроблений варіант суцільнозварної конструкції бічної рами є працездатним при змінних навантаженнях та відповідають вимогам Норм з коефіцієнтом опору втомі $[n] = 2$ за умови неперевищення розрахунковими напруженнями величин, що допускаються, амплітуд напружень, так і за умовою накопичення пошкоджуваності.

Чисельним шляхом за допомогою МСЕ, визначалися максимальні напруження при квазістатичному навантаженні вертикальним зусиллям у 210,6 кН та зусиллям розпору клинів величиною 30,1 кН, стосовно якого заданий спектр навантаження. Вертикальне динамічне навантаження (F_{1Z} на рис. 8), що діє на бічну раму, прикладається до опорної поверхні центрального ресорного підвішування, сила розпору клинів (F_{3x} на рис. 8) – до вертикальної стійки центрального ресорного отвору. Одержані чисельним шляхом максимальні значення головних максимальних напружень (табл. 5) для розробленого варіанту конструкції бічної рами при зазначеному поєднанні квазістатичних навантажень, не перевищують максимально допустимих амплітуд напружень за критерієм опору втомі, як для зони основного металу, так і для зон зварних з'єднань, навіть для осьового навантаження 25 тс (дані [12]).

Таблиця 5. Порівняння допустимих амплітуд напружень і розрахункових статичних напружень в різних зонах конструкції бічної рами (*m* – показник ступеню кривої втоми)

	Зона конструкції бічної рами	Коэф. зниження границі витривалості $\overline{K_\sigma}$	Макс. допустима амплітуда напружень, max (σa), МПа		Макс. значення головних макс. напружень, σa, МПа
			$m = \frac{16}{\overline{K_\sigma}}$	[9] *	
1	Основний матеріал в зоні R55 букс. прорізу	1,5	150	117	72
2	Поздовжнє кутове зварне з'єднання в зоні опорної поверхні пружин	3,0	78	59	51
3	Поперечне кутове зварне з'єднання	3,0	78	59	37
4	Поздовжнє кутове з'єднання в зоні R55 буксового прорізу	3,0	78	59	53
5	Поперечне стикове зварне з'єднання	4,7	51	48	21
Примітка. * – дані [9] для бокової рами візка з осьовим навантаженням 25 тс.					

Проведений розрахунок опору втомі суцільнозварної конструкції бічної рами візка відповідно до Рекомендацій МІЗ [11] за умовою зародження втомного руйнування (макротріщини) в різних оціночних зонах конструкції (зонах зварних з'єднань) з урахуванням заданого спектру навантаження при експлуатації [9] показав, що всі три розглянутих варіанти суцільнозварної конструкції бічної рами мають достатній рівень опору втомі зварних з'єднань з коефіцієнтом безпеки γ_M = 1,1 – 1,4. У найбільш навантаженої зоні внутрішнього радіуса R55 буксового прорізу для забезпечення необхідного рівня опору втомі доцільно виконання додаткової (механічної, ударної) обробки зони переходу поздовжнього таврового зварного з'єднання.

Розрахунки по випробуванням на статичну міцність бічної рами візка [13] за першим етапом випробувань, показали, що при величині вертикального навантаження 460 кН (47 тс) виникаючі напруження в конструкції бічної рами не перевищують границі текучості матеріалу і відповідно пропорційні напруженням при розрахункових навантаженнях, що і перевіряється на першому етапі випробувань.

Випробувальне навантаження 2600 кН (265 тс) за другим етапом викликає появу пластичних деформацій в зоні внутрішнього радіуса R55 буксового прорізу, в стінках нижнього і верхнього поясів в центральній частині бічної рами, при цьому максимальні пластичні деформації в зоні радіусу R55 досягають 11 % (рис. 10). Незважаючи на те, що в зоні радіусу R55, а також у зоні верхнього пояса в центральній частині бічної рами пластичні деформації виникають по всьому перетину і це в основному пластичні деформації стиснення, величина яких не перевищує 4 %, загальної пластичної нестійкості (колапсу) у зазначених перетинах бічної рами не відбувається, що відповідає позитивним результатами випробувань на статичну міцність. Максимальний прогин у вертикальному напрямку при прикладеному навантаженню становить 84 мм.

При визначенні напружено-деформованого стану в режимі навантаження, що відповідає другому рівню амплітуди при проведенні скорочених прискорених випробувань на втому бічної рами [13], на неї діє вертикальна квазістатична навантаження в 460 кН (45 тс), що відповідає розмаху змінного навантаження. Результати чисельного розрахунку показали (рис. 11), що нормальні компоненти напружень, викликані зазначеним квазістатичним навантаженням, не перевищують 131 МПа. Максимальний прогин конструкції бічної рами у вертикальному напрямку становить 1,22 мм.

Розрахунок опору втомі розробленого варіанту бічної рами згідно з Рекомендаціями МІЗ [11] за умовою зародження макротріщини в зонах зварних з'єднань при навантаженнях, що відповідають попередніми скороченим прискореним випробуванням на втому (рис. 11) (контрольне число циклів $N = 1{,}2 \cdot 10^6$ циклів, вертикальне квазістатична навантаження в 460 кН (45 тс) підтвердив, що розроблена суцільнозварна конструкція бічної рами має достатній рівень опору втомі зварних з'єднань з коефіцієнтом безпеки γ_M = 1,1 – 1,4.

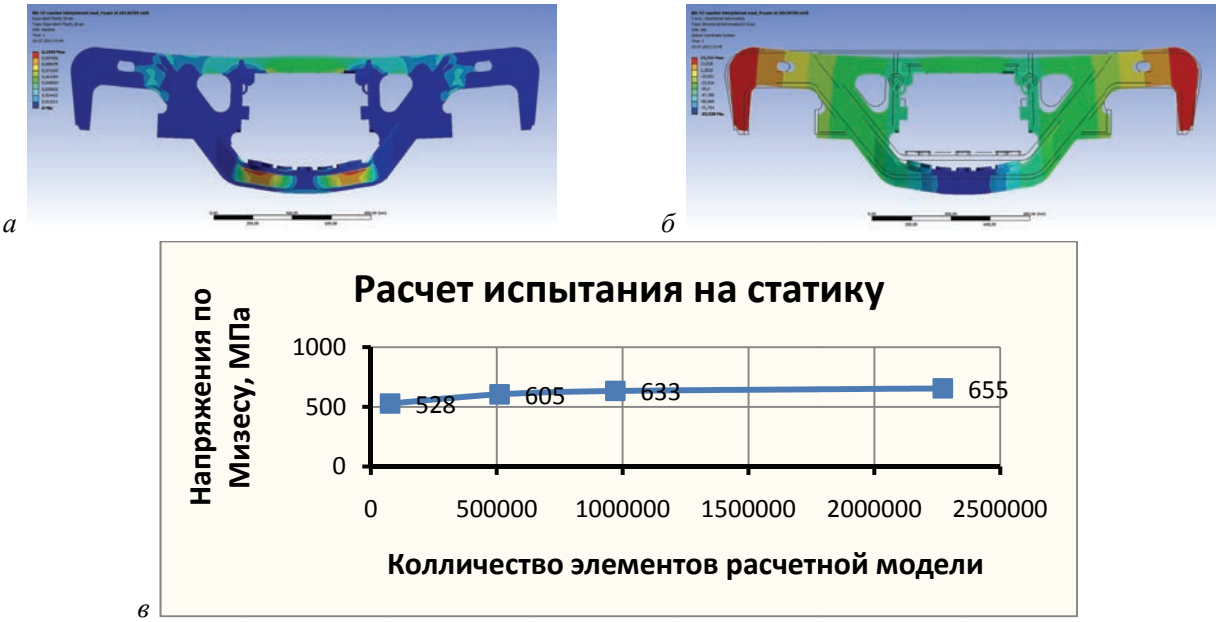


Рис. 10. Результати, що відповідають випробуванням на статичне навантаження: *а* – пластичні локальні деформації до 11 %; *б* – максимальний прогин у вертикальному напрямку при прикладеному навантаженню 2600 кН (265 тс) становить 84 мм; *в* – графік збіжності результатів при збільшенні кількості елементів розрахункової моделі (максимальний розмір кінцевого елемента відповідно 20, 10, 8, 6, 5 мм)

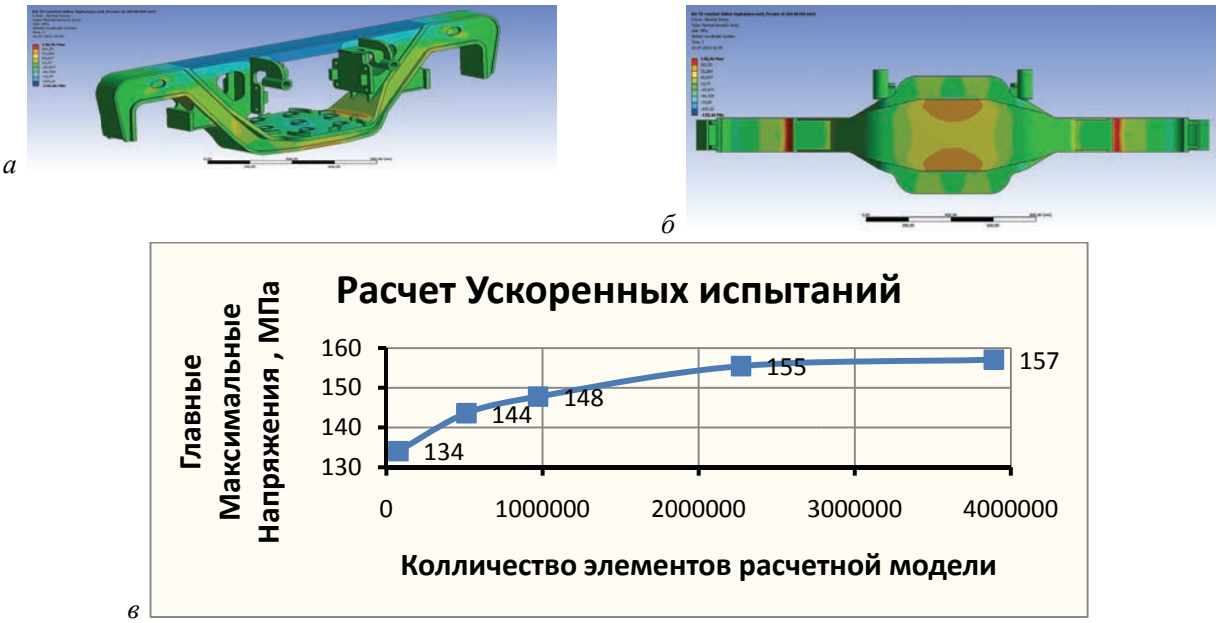


Рис. 11. Результати, що відповідають навантаженні при прискорених випробуваннях на втому: *а* і *б* - нормальні поздовжні напруги розтягнення не перевищують 131 МПа, а стиснення - 132 МПа; *в* - графік збіжності результатів при збільшенні кількості елементів розрахункової моделі (макс. розмір елемента відповідно 20, 10, 8, 6, 5 мм)

Розрахунок на міцність зварної надресорної балки на основі математичного моделювання. Для визначення напружено-деформованого стану (НДС) зварної конструкції надресорної балки при різних поєднаннях навантажень було створено загальну тривимірну кінцево-елементну модель надресорної балки, яку наведено на рис. 12. Модель було створено на основі конструкторської документації з використанням об'ємних елементів. Оскільки в Нормах [9] регламентуються поєднання навантажень, несиметричні відносно вертикальної площини симетрії надресорної балки, то модель включала всю конструкцію.

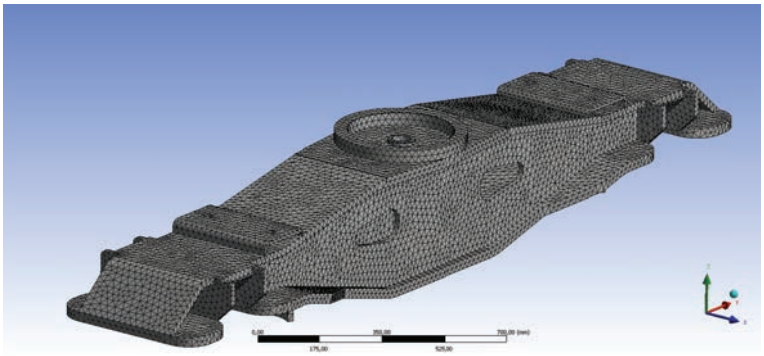


Рис. 12. Скінчено-елементна модель надресорної балки

Зварні шви в моделі не відображено, тобто прийнято, що властивості металу зварних швів відповідають властивостям основного матеріалу елементів надресорної балки, а геометричні неоднорідності (посилення і непровари) в зоні зварних швів відсутні або незначні.

Напруження безпосередньо від ваги надресорної балки у розрахунках у відповідності з діючими Нормами [9] не враховувалися, оскільки власна маса конструкції (до 530 кг) незначна проти маси навантаженого вагону, або її вага врахована у нормованих навантаженнях.

Всі розрахунки НДС крім оцінки поведінки надресорної балки при навантаженнях, що відповідають випробуванням на статичну міцність, були виконані в пружній постановці при регламентованих сполученнях навантажень. Результати цих розрахунків дали можливість визначити місце самих навантажених зон конструкції надресорної балки, обґрунтувати вибір основного матеріалу (марка сталі) і розмірів перетинів основних несучих елементів з урахуванням величин напружень, що допускаються.

При оцінці поводження надресорної балки під час навантажень, що відповідають випробуванням на статичну міцність, розрахунки були виконані у пружно-пластичній постановці при регламентованих Методикою [14] поєднаннях навантажень.

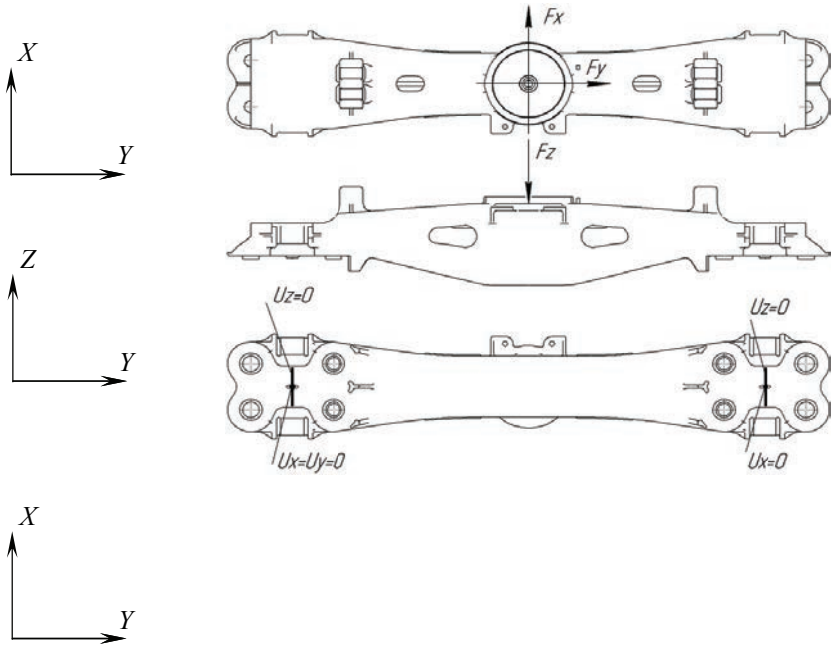


Рис. 13. Схема завдання кінематичних та силових граничних умов для розрахунку надресорної балки на статичну міцність

При завданні граничних умов (рис. 13):

– закріплення надресорної балки від вертикальних переміщень проводиться за лінією, що розташована на нижньому листі в зоні обпирання на пружини ресорного підвішування;

– закріплення надресорної балки від поздовжніх переміщень виконується в точці зони обпирання на пружини ресорного підвішування з обох сторін;

– закріплення надресорної балки від поперечних переміщень проводиться в точці зони обпирання на пружини ресорного підвішування з одного боку;

– вертикальна сила (F_z) прикладається до поверхні підп'ятника як розподілене навантаження;

– поздовжня (F_x) і поперечна (F_y) сили прикладаються до поверхні підп'ятника (також як розподілені навантаження).

Розрахунок на міцність розробленої суцільнозварної конструкції надресорної балки візка виконувався для основних розрахункових режимів відповідно до діючих Норм [9].

Величини зусиль, що діють на надресорну балку, для розрахунку на міцність за першим та третім розрахунковими режимами зведені у табл. 6.

Таблиця 6. Величини зусиль, що діють на надресорну балку, для розрахунку на міцність за першим та третім розрахунковими режимами

Режим	F_x, кН	F_y, кН	F_z, кН
I – 1	0,00	0,00	975,72
I – 2	134,84	259,15	694,37
I – 3	240,00	0,00	413,01
III	38,52	30,98	590,60

За першим розрахунковим режимом розглядається відносно рідкісне поєднання екстремальних навантажень. Основна вимога при розрахунку на міцність за цим режимом – не допустити появи залишкових деформацій (ушкоджень) у вузлі або деталі. При експлуатації першому режиму відповідають: осаджування та рушання великовантажного потягу з місця; співудар вагонів під час маневрів, у тому числі під час розпуску із сортувальних гірок; екстрене гальмування у потягах при малих швидкостях руху.

У табл. 7 подано допустимі напруження для сталі 09Г2С за першим розрахунковим режимом, відповідно до Норм [9]. У розрахунок береться квазістатичне прикладення навантаження.

Таблиця 7. Допустимі напруження для сталі 09Г2С при розрахункових режимах і максимальні розрахункові напруження та прогини в суцільнозварній конструкції надресорної балки

Розрахунковий режим	Допустимі напруження, МПа	Макс. розрахункові напруження, МПа	Макс. розрахункові прогини, мм
Перший (1 поєднання навантажень)	325,0	287	3,13
Перший (2 поєднання навантажень)	292,5	256	2,6
Перший (3 поєднання навантажень)	325,0	150	1,34
Третій	190,0	176	1,94

Перше поєднання навантажень (I – 1), відповідає удару вагона у підпір під час розпуску з гірки:

- сила ваги кузова вагону брутто;
- вертикальна добавка від дії поздовжньої сили інерції кузова.

Результати розрахунків показали, що еквівалентні напруження (до 287 МПа), не перевищують розмір допустимих напружень 325 МПа. Максимальний прогин конструкції надресорної балки у вертикальному напрямі складає – 3,13 мм (рис. 14). Еквівалентні напруження за Мизесом не перевищують 287 МПа (рис. 15).

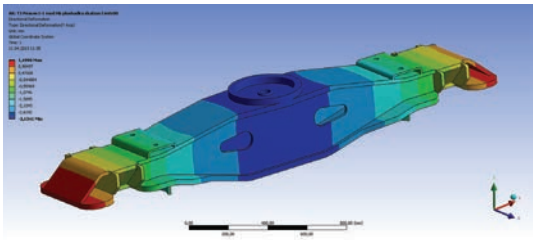


Рис. 14. Максимальний прогин у вертикальному напрямі – 3,13 мм

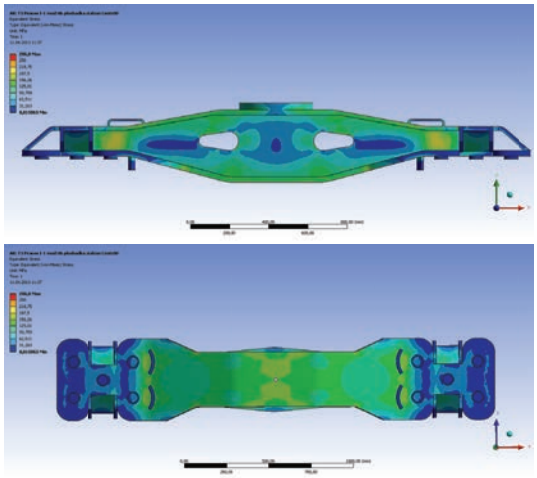


Рис. 15. Еквівалентні напруження за Мизесом не перевищують 287 МПа

Друге поєднання навантажень (I – 2) відповідає гальмуванню великовантажного потягу у кривій:

– сила ваги кузова вагона брутто;
– 50 % вертикальної добавки від дії поздовжньої сили інерції кузова;
– поперечна складова поздовжньої квазістатичної сили;
– сили інерції мас візка.

Результати розрахунків показали, що еквівалентні напруження (до 256 МПа), які викликані зазначеним поєднанням навантажень, не перевищують величину допустимих напружень 292,5 МПа. Максимальний прогин конструкції надресорної балки у вертикальному напрямку складає – 2,6 мм.

Третє поєднання навантажень (I – 3) відповідає проходу вагоном гіркового сповільнювача:

– сила ваги вагона брутто;
– 50 % вертикальної добавки від дії поздовжньої сили інерції кузова;
– сила взаємодії букси колісної пари з направляючими елементами рами візка, що виникає при гальмуванні навантаженого вагона гірковим вагоноуповільнювачем.

Результати розрахунків показали, що еквівалентні напруги (до 150 МПа), викликані вказаними поєднанням навантажень, не перевищують величину допустимих напружень 325 МПа. Максимальний прогин конструкції надресорної балки у вертикальному напрямку складає – 1,34 мм.

За третім розрахунковим режимом розглядається відносно часте можливе поєднання помірних за величиною навантажень, характерне для нормальної роботи вагону в рухомому потязі. Основна вимога при розрахунку за цим режимом – не допустити втомного руйнування вузла деталі. В умовах експлуатації третій розрахунковий режим відповідає випадку руху вагону у складі поїзда по прямих, кривих ділянках колії та стрілочних переводах з швидкістю, що допускається; при періодичних регулювальних гальмуваннях; при періодичних помірних ривках та поштовхах; при штатній роботі механізмів і вузлів вагону.

Результати розрахунків показали, що еквівалентні напруження (до 176 МПа), які викликані зазначеним поєднанням навантажень, не перевищують величину допустимих напружень 190 МПа (рис. 16). Максимальний прогин конструкції надресорної балки у вертикальному напрямку складає – 1,94 мм.

За результатами роботи була подана заявка на винахід нової конструкції суцільнозварної бічної рами візка вантажного вагону і 12.01.2015 було зареєстровано патент на корисну модель у Державному реєстрі патентів України (рис. 17).

Технологічний процес виготовлення бічної рами та надресорної балки візка вантажного вагону з підвищеними експлуатаційними характеристиками є невід'ємною частиною розробки суцільнозварних конструкцій і має включати розробку оснащення для збирання і зварювання конструкції, неруйнівний контроль несучих зварних з'єднань, термічну обробку після зварювання і процедуру високочастотного механічного проковування зварних швів (для підвищення їх циклічної довговічності і границі витривалості).

Зварювання металоконструкцій бічної рами та надресорної балки виконується за технологічним процесом, розробленим на основі робочих креслень і технологічних рекомендацій.

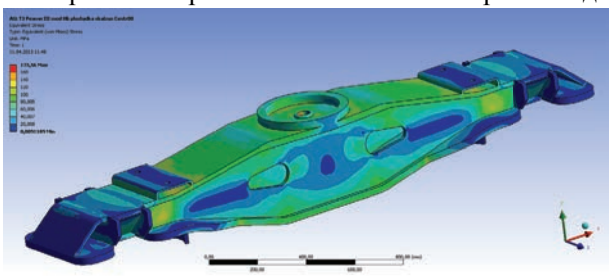
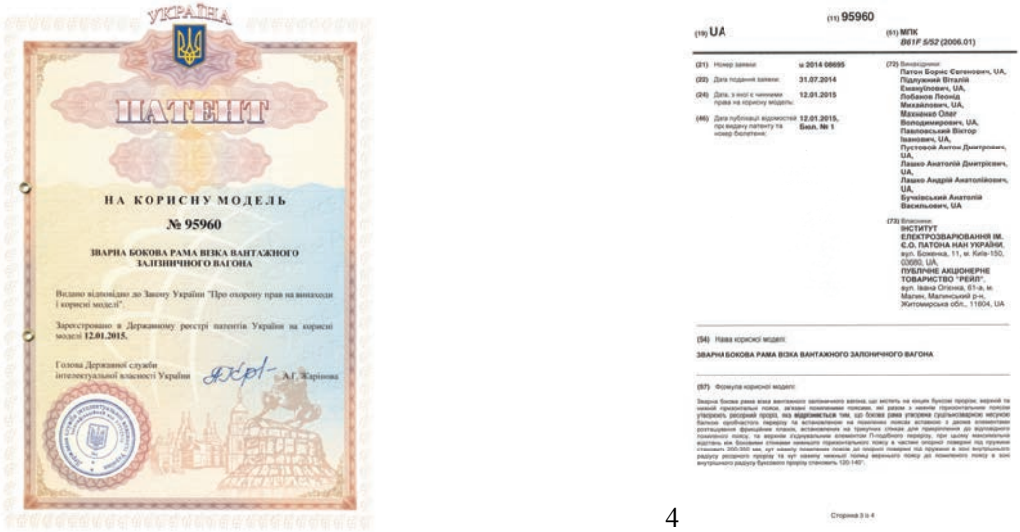


Рис. 16. Еквівалентні напруження, що відповідають третьому розрахунковому режиму, не перевищують 176 МПа


УКРАЇНА

ПАТЕНТ

НА КОРИСНУ МОДЕЛЬ

№ 95960

ЗВАРНА БОКОВА РАМА ВІЗКА ВАНТАЖНОГО ЗАЛІЗНИЧНОГО ВАГОНА

Видано відповідно до Закону України "Про охорону прав на винаходи і корисні моделі".

Зареєстровано в Державному реєстрі патентів України на корисні моделі 12.01.2015.

Голова Державної служби інтелектуальної власності України А.Г. Жарінова

(11) 95960

(19) UA (51) МПК B61F 5/52 (2006.01)

(54) ЗВАРНА БОКОВА РАМА ВІЗКА ВАНТАЖНОГО ЗАЛІЗНИЧНОГО ВАГОНА

4

Рис. 17. Патент на корисну модель зварної бокової рами візка вантажного залізничного вагону

Схема розташування стикових і кутових швів металоконструкції бічної рами візка вантажного вагону наведена на рис. 18.

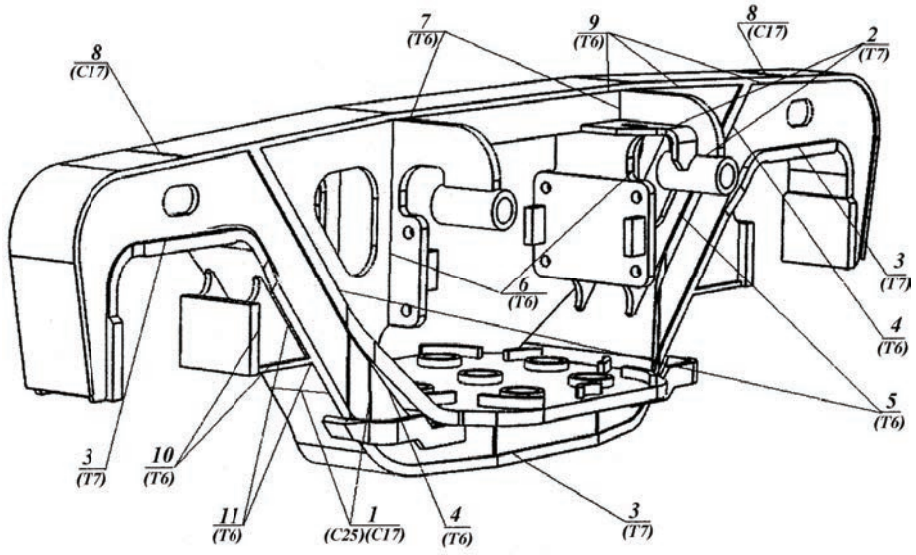


Рис. 18. Схема розташування зварних швів бічної рами

З метою забезпечення мінімального рівня зварювальних деформацій була рекомендована певна послідовність складання та зварювання металоконструкцій бічної рами та надресорної балки.

Зварювання виконується відповідно до атестованими технологічними інструкціями зі зварювання (WPS) на виконання конкретного зварного з'єднання, що мають постійно знаходитись на робочому місці зварника.

Для збирання та зварювання даних металоконструкцій застосовується спеціальне оснащення, яке призначене для їх фіксації і закріплення, кантування, обертання і переміщень в процесі складання і зварювання. Це оснащення має важливе значення для підвищення рівня механізації виробництва, якості та продуктивності праці. На рис. 19 показано ескіз оснащення, розробленого спеціально для збирання під зварювання нової конструкції бічної рами суцільнозварного візка вантажного вагону.

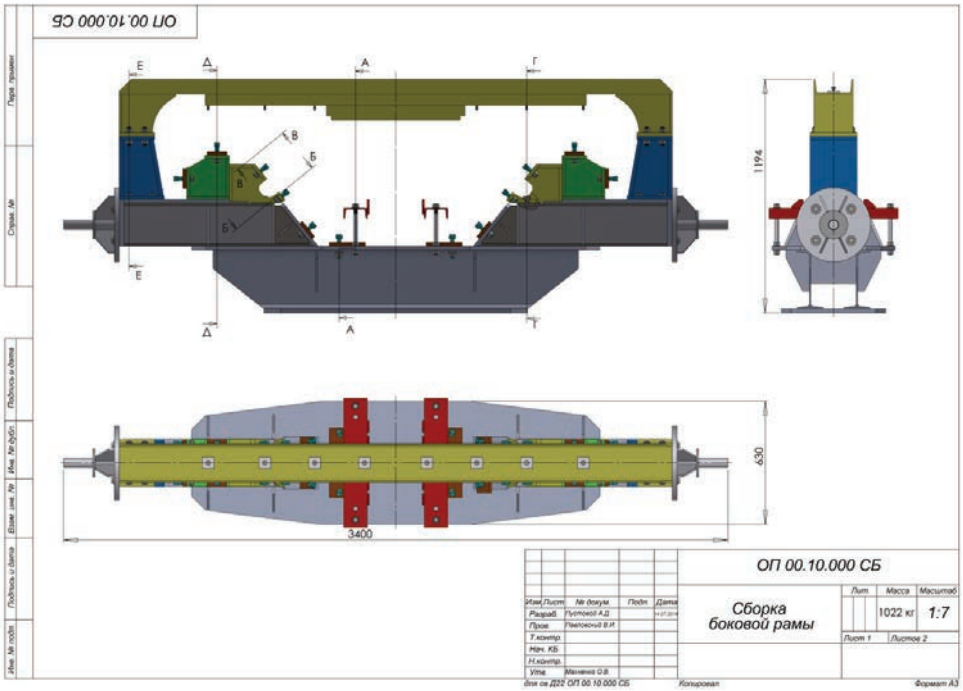


Рис. 19. Спеціальне оснащення для збирання під зварювання бічної рами суцільнозварного візка вантажного залізничного вагону

Після виконання зварювання здійснюється обов’язковий контроль якості зварних з'єднань.

Розроблена технологія зварювання повинна відповідати сучасному рівню зварювального виробництва на підприємствах України, що дозволить знизити витрати на впровадження у виробництво нової надійної конструкції суцільнозварних несучих елементів візка вантажного вагону з підвищеними експлуатаційними характеристиками.

Висновки

1. Розробка суцільнозварних конструкцій несучих елементів візка вантажного вагону, взаємозамінних з литими елементами візки типу 18-100, може забезпечити підвищення їх надійності та довговічності, зменшення ваги, точність базового розміру бічної рами в межах одного типорозміру. Впровадження виробництва елементів візка за технологією зварювання є не настільки витратним у порівнянні з технологією литва, що дозволить створити умови насичення ринку якісними елементами вантажного візка.

2. Як показав проведений аналіз ступеню консервативності методів розрахунку міцності зварних елементів вагонів, які регламентуються діючими «Нормами для расчета и проектирования вагонов железных дорог МПС колей 1520 мм», спроектовані в рамках вказаних Норм зварні конструкції несучих елементів візків вантажних залізничних вагонів можуть не мати достатню довговічність, що підтверджує практика. При розробці надійних і технологічних зварних елементів візка вантажних вагонів необхідно використовувати останні досягнення в області втомної міцності зварних з'єднань. Діючі Норми розрахунку і проектування залізничних вагонів у частині зварних з'єднань цих конструкцій потребують радикальної переробки з урахуванням накопиченої інформації Міжнародного Інституту Зварювання.

4. Результати проведеного комплексу розрахунків на міцність підтверджують, що розроблена посилена конструкція суцільнозварний бічної рами та надресорної балки візка вантажного вагону є працездатною при всіх режимах експлуатації і випробувань, які регламентуються діючими нормативними документами.

5. За результатами роботи був отриманий Патент 95960 на корисну модель «Зварної бокової рами візка вантажного залізничного вагону» з формулою: Зварна бокова рама візка вантажного залізничного вагону, що містить на кінцях буксові прорізи, верхній та нижній горизонтальні пояси, зв'язані похиленими поясами, які разом з нижнім горизонтальним поясом утворюють ресорний проріз, ***яка відрізняється тим,*** що бокова рама утворена суцільнозварною несучою балкою коробчастого перерізу та встановленою на похилених поясах вставкою з двома елементами розташування фрикційних планок, встановлених на трикутних стінках для прикріплення до відповідного похиленого поясу, та верхнім з'єднувальним елементом П-подібного перерізу, при цьому максимальна відстань між боковими стінками нижнього горизонтального поясу в частині опорної поверхні під пружини становить 200 – 350 мм, кут нахилу похилених поясів до опорної поверхні під пружини в зоні внутрішнього радіусу ресорного прорізу та кут нахилу нижньої полиці верхнього поясу до похиленого поясу в зоні внутрішнього радіусу буксового прорізу становить 120 – 140°.

6. Впровадження нової надійної конструкції суцільнозварних несучих елементів візка вантажного вагону з підвищеними експлуатаційними характеристиками за технологією зварювання дозволить знизити витрати на їх виробництво у порівнянні з технологією лиття.

1. *Повышение* усталостной долговечности боковой рамы тележки грузового вагона / В.А. Пранов В.А. // Дисс. канд. техн. наук. – Екатеренбург: Ур. гос. ун-т путей сообщ., 2012. – 115 с.
2. *Соколов А.М.* / О формировании комплексной программы научно-исследовательских работ по проблеме изломов боковых рам тележек грузовых вагонов / Бюллетень объединенного ученого совета ОАО «РЖД» 3 2012, С.3 – 11.
3. *Даниленко С.С.* / Исследование напряженно-деформированного состояния боковой рамы тележки 18-100 с учетом технологического рассеивания геометрических параметров ее сечений // Диссерт. работа к.т.н., Брянский государственный технический университет, 2004, 121 с.
4. *Монастырский А., Бубнов В., Котенко С., Балакин В.* / Излом боковой рамы тележки грузового вагона. Анализ технологии производства, пути устранения дефектов / журнал CADmaster #5(66) 2012 (сентябрь-октябрь), С.60 – 65.
5. *Пат.* 2275308 Россия, МПК7: B61F5/38; B61F5/26; B61F5/12; B61F3/02. Тележка двухосная для грузовых вагонов/ В.А.Волков, А.Д.Чепурной, В.М.Бубнов и др. Опубл. 27.04.2004; Бюл. 12.
6. *Проект* сварной надрессорной балки тележек грузовых вагонов. / В.И. Махненко, Э.Ф.Гарф, С.Т.Римский, В.И.Галинич, О.В. Махненко и др. // Журнал «Автоматическая Сварка» – 2006 – 4 –С3–10.
7. *Тележка* с осевой нагрузкой 25 тс для грузовых вагонов модель 18-9750.www/nvagon.ru/services/advanced_developments/service7 /html
8. *Пат.* 2373091 С2 Россия, МПК7: B61F5. Тележка железнодорожного вагона, боковая рама и надрессорная балка тележки железнодорожного вагона/ А.А.Шарапов, Б.Л.Головинзин, Н.А.Малых и др. Заявл. 04.10.2007; Опубл. 20.11.2009.
9. *Нормы* для расчета и проектирования вагонов железных дорог МПС колей 1520 мм (несамоходных). – М.: ГосНИИВ – ВНИИЖТ, 1995. –317 с.
10. *ГОСТ* 25.502-79. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. (Снято ограничение срока действия. Основание: ИУС 1991 2, С.15)
11. *Recommendations* for Fatigue Design of Welded Joints and Components// IIW Doc XIII – 1965r14-03/XV – 1127r14 – 03, 2006. – 147 p.
12. *Бороненко Ю.П., Орлова А.М., Рудакова Е.А.* Проектирование ходовых частей вагонов. Часть 2. Проектирование рам двухосных тележек грузовых вагонов. Учебное пособие. Петербургский государственный университет путей сообщения, Санкт-Петербург, 2005г., 50 с.
13. *Надресорные* балки и боковые рамы литые двухосных тележек грузовых вагонов колеи 1520 мм методика статических испытаний на прочность. ОАО «ВНИИЖТ» – ОАО «НИИ вагоностроения». 2010. – 16 с.
14. *Надресорные* балки и боковые рамы литые двухосных тележек грузовых вагонов колеи 1520 мм методика статических испытаний на прочность.– М.: ОАО «ВНИИЖТ»–ОАО «НИИ вагоностроения», 2010.– 16 с.

ПРОЕКТ 7.3

Розробка електроімпульсного методу і створення обладнання для визначення і регулювання напруженого стану зварних з'єднань транспортних конструкцій

7.3.1. Розробити технологію та обладнання для оперативного неруйнівного визначення залишкових напружень в зварних конструкціях на основі застосування локального імпульсу струму і електронної спекл-інтерферометрії

УДК 621.791.09:785.375:539.4

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ И ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ РЕГУЛИРОВАНИЯ И НЕРАЗРУШАЮЩЕГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЯХ НА ОСНОВЕ ПРИМЕНЕНИЯ ЛОКАЛЬНОГО ИМПУЛЬСА ТОКА И ЭЛЕКТРОННОЙ СПЕКЛ-ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ

Л.М. ЛОБАНОВ[1], Н.А. ПАЩИН[1], В.А. ПИВТОРАК[1], О.Л. МИХОДУЙ[1], А.В. ЧЕРКАШИН[1], К.В. ШИЯН[1], А.В. ЗАРУЦКИЙ[2], И.П. КОНДРАТЕНКО[3], И.В. БОЖКО[3], В.В. ЧОПИК[3]

([1]Институт электросварки им.Е.О. Патона НАН Украины,
[2]Национальний аэрокосмический университет им. Н.Е. Жуковского «ХАИ»,
[3]Институт электродинамики НАН Украины)

Разработан и изготовлен генератор импульсного электрического тока (ИЭТ) нового поколения с управляемыми амплитудно-частотными характеристиками ИЭТ для электродинамической обработки (ЭДО) тонколистовых металлических конструкций. Применение нового класса оборудования позволяет существенно расширить возможности электродинамических воздействий за счет управляемой синхронизации динамической и электроимпульсной составляющих ЭДО. Исследовали влияние ЭДО на снижение уровня остаточных сварочных напряжений в сварных соединениях из магниевого сплава МЛ10. В качестве исследуемых образцов использовали фрагменты оболочки промежуточного корпуса авиадвигателя Д-36, содержащие ремонтные сварные швы. Установлено, что ЭДО позволяет снижать уровень остаточных сварочных напряжений от 120 до -40 МПа, обеспечивая их переход от растягивающих к сжимающим. Показано, что местное пластическое деформирование с применением ЭДО образцов стрингера крыла самолета из алюминиевого сплава Д16 в зоне технологических отверстий повышает сопротивление замедленному разрушению в 1,6-2,5 раза. Изучено влияние параметров локального импульса тока на величину перемещений точек поверхности в окрестности введение импульса и установлены параметры импульса тока, которые приводят к возникновении таких перемещений поверхности исследуемого объекта, которые сопоставимы с перемещениями от сверляння несквозного отверстия диаметром и глубиной 1 мм.

Ключевые слова: *электродинамическая обработка, импульс электрического тока, авиационные конструкции, остаточные напряжения, ремонтная сварка, корпус авиадвигателя, стрингер, технологическое отверстие*

При ремонте технологических и эксплуатационных дефектов в авиационных конструкциях из магниевых сплавов используется аргоно-дуговая сварка неплавящимся электродом [1]. Одной из причин снижения эксплуатационных характеристик изделий являются остаточные сварочные напряжения в ремонтных швах, понижающие ресурс летательных аппаратов. Наличие остаточных напряжений вызывает необходимость проведения послесварочной термообработки конструкций в крупногабаритных электропечах, что требует значительных энергетических затрат и повышает себестоимость ремонтных мероприятий. При этом термообработка полностью не исключает вероятность появления усталостных трещин в ремонтных швах. Это стимулирует поиск и разработку альтернативных методов снижения уровня остаточных напряжений в сварных соединениях, одним из которых является электродинамическая обработки (ЭДО) [2,3], основанная на одновременном воздействии на изделие или сварной шов

© Л.М. ЛОБАНОВ, Н.А. ПАЩИН, В.А. ПИВТОРАК, О.Л. МИХОДУЙ, А.В. ЧЕРКАШИН, К.В. ШИЯН, А.В. ЗАРУЦКИЙ, И.П. КОНДРАТЕНКО, И.В. БОЖКО, В.В. ЧОПИК, 2015

импульсного тока и динамического давления токопроводящего электрода. Применение ЭДО снижает уровень остаточных напряжений в ремонтных швах, что в ряде случаев может являться альтернативой термообработке. Это позволит снизить себестоимость ремонтных технологий при восстановлении элементов авиационных конструкций.

В тоже время в современных технологиях авиастроения актуальной является проблема упрочнения технологических отверстий в силовых элементах планера из алюминиевых сплавов с целью повышения их сопротивления замедленному разрушению [4]. Современные механические методы упрочнения отверстий, основанные на поверхностном пластическом деформировании, имеют ряд недостатков, которые могут быть устранены при использовании электродинамических воздействий.

Целью настоящей работы является исследование влияния электродинамической обработки на регулирование уровня остаточных сварочных и технологических напряжений в элементах авиационных конструкций из легких сплавов.

Аппаратной основой для ЭДО конструкционных материалов и сварных соединений являются источник импульсного тока и электродное устройство, обеспечивающее прохождение тока через зону обработки и одновременное контролируемое силовое воздействие на обрабатываемую поверхность. Обработка сварных соединений из легких сплавов осуществлялось при помощи разработанного и изготовленного В Институте электродинамики НАН Украины источника импульсного тока второго поколения «Искра-4» (рис. 1).

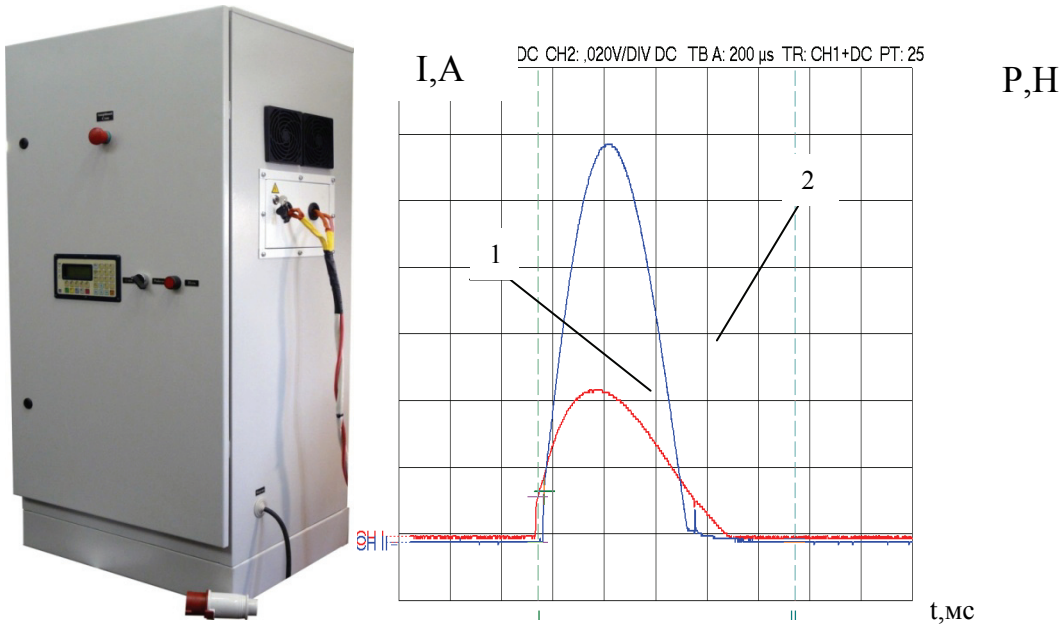
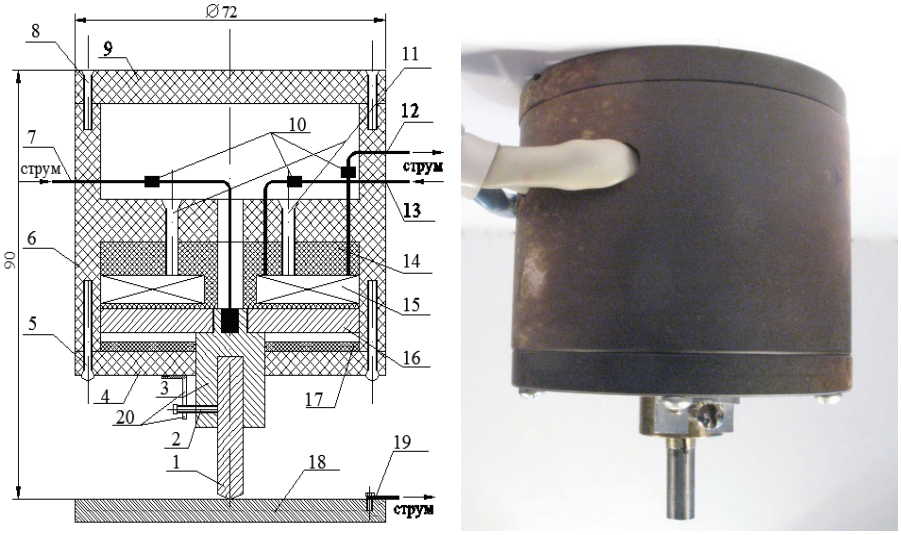


Рис. 1. Источник импульсного тока «Искра-4» для ЭДО конструкционных материалов: а - внешний вид; б - осциллограммы токовых импульсов динамического давления 1 и прямого пропускания тока 2 через обрабатываемый металл

Генератор импульсов тока «Искра-4», внешний вид которого представлен на рис1,а, включает два независимых канала, каждый из которых содержат выпрямитель, зарядный инвертор, емкосной накопитель и управляемые разрядные цепи.

Первый канал генератора импульсов формирует токовый импульс 1 (рис.1, б), который предназначен для создания динамического воздействия на зону обработки и подается на катушку индуктивности в электродном устройстве (ЭУ), являющимся рабочим инструментом ЭДО (рис. 2). *Второй канал* генератора импульсов формирует токовый импульс 2 (рис. 1, б), согласованый по длительности с продолжительностью динамического давления (токовый импульс 1) на зону обработки. Импульс тока второго канала подается непосредственно на электрод ЭУ и передается в обрабатываемое изделие. Электрическая цепь второго канала генератора замыкается через контактный кабель, который закрепляется на изделии.



а) б)

Рис. 2. Электродное устройство для ЭДО с независимыми каналами токовых импульсов: а - конструктивная схема (позиции указаны в тексте); б - внешний вид

Конструктивно ЭУ (рис. 2, а) состоит из электрода 1, выполненного из тугоплавкого проводящего материала, закрепленного в обойме 3 фиксирующими устройствами 2 и 20. Обойма соединена с диском из неферромагнитного материала 16, который опирается на каркас 6 с размещенной в нем катушкой индуктивности 14 с встроенным плоским индуктором 15. Катушка закреплена на каркасе винтами 11. Нижняя стенка каркаса 4, закрепленная винтами 5, выполняет роль немагнитной подкладки под диском и демпфером 17. Верхняя (защитная) крышка 9 каркаса закреплена в корпусе ЭУ винтами 8. Подвод токового импульса 1 (рис. 1, б) к катушке осуществляется проводом 7. Замыкание разрядного контура, обеспечивающего подвод токового импульса 1 к обрабатываемому металлу 18 осуществляется клеммой 19. Токовый импульс 2 (рис. 1, б) проходит через катушку по проводам 12,13. Подводы 7,12,13 ЭУ соединены с внешними цепями контактными клеммами 10. Внешний вид ЭУ представлен на рис. 2, б.

Работа ЭУ осуществляется следующим образом. При протекании импульсного тока через катушку возбуждается магнитное поле, инициирующее в диске вихревые токи. Взаимодействие наведенных токов с возбудившим их магнитным полем приводит к возникновению электродинамической силы. При этом в первой фазе воздействия электродинамическая сила прижимает электрод к обрабатываемому материалу, а во второй направление силового воздействию изменяется на противоположное – электрод отталкивается от обрабатываемого материала. Очевидно, что воздействие импульсного тока на зону обработки по длительности не должно превышать длительность прижимающего усилия, как показано на рис. 1, б.

Таким образом конструкция источника импульсного тока подчинена требованиям согласованой длительности импульсов и исключения электроискровых явлений в зоне обработки. Управление каналами в генераторе импульсов «Искра-4» реализовано на трех микроконтроллерах и программируемой логике, позволяющих регулировать параметры импульсов тока (амплитуду), задержку одного импульса по отношению к другому, визуализировать параметры импульсов на световом дисплее. Длительность импульсов по обеим каналам определяется параметрами электрической цепи разрядных контуров и может изменяться дискретно путем добавления/уменьшения индуктивности контуров. Дополнительные индуктивности устанавливаются с наружной стороны корпуса генератора для чего предусмотрены контактные группы на боковой поверхности генератора.

В целом основные технические характеристики двухканального источника импульсных токов следующие:

- электропитание - трехфазная сеть 380 В с нулевым проводом;
- гальваническая развязка вход-выход - трансформаторная 2,5 кВ;
- полная установленная мощность – 7 кВА;
- количество каналов – 2;
- амплитуда импульсов тока в каждом канале - до 4,5 кА (0 – 4,5 кА)

- длительность импульса тока по каналу 1 – 680 мкс;
- длительность импульса тока по каналу 2 – 550 мкс;
- фазовый сдвиг импульсов тока по каналам – 10 – 100 мкс;
- интервал следования импульсов – 0,8 – 1 с;
- режимы работы – ручной/автоматический.

Проводили исследования влияния ЭДО на регулирование остаточных напряжений в сварных соединениях магниевого сплава. С этой целью использовали образцы, которые являлись фрагментами наружной цилиндрической оболочки промежуточного корпуса авиационного двигателя Д-36 диаметром 1,5 метра [2, 3], изготовленной из жаропрочного магниевого сплава МЛ10 (рис. 3).

Рис. 3. Внешний вид промежуточного корпуса авиадвигателя из жаропрочного магниевого сплава МЛ10

Геометрические характеристики образцов (рис. 4), представлявших собой фрагменты цилиндрической оболочки размерами 330х200х8 мм и стрелой продольного прогиба – 20 мм, позволяли моделировать напряженное состояние в окрестности ремонтных сварных швов корпуса.

На образцах выполняли сварные швы, аналогичные используемым при ремонте корпуса, а так же их ЭДО с текущим контролем значений остаточных напряжений после сварки и обработки.

На наружную поверхность образцов наносили надрезы длиной, шириной и глубиной соответственно 200, 2 и 4 мм, имитирующие повреждения корпуса [3]. По надрезанному участку ручной аргоно-дуговой сваркой выполняли двухпроходный шов с использованием скандиесодержащего присадочного материала на режиме, который представлен в табл. 1. Внешний вид образца со сварным швом представлен на рис. 4.

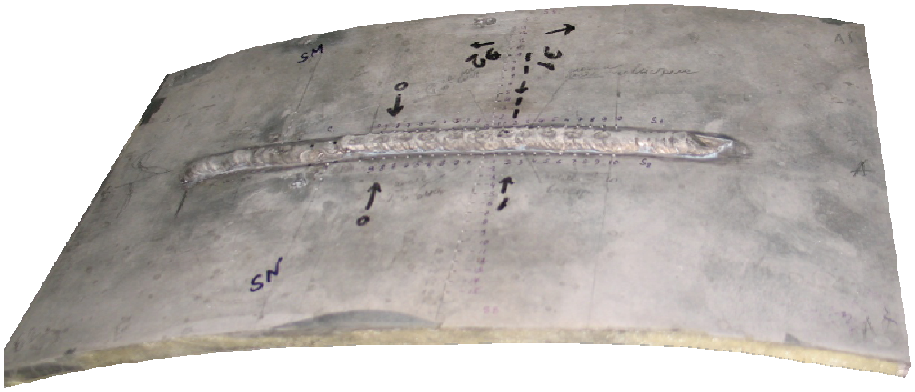


Рис. 4. Образец ремонтного сварного соединения из магниевого сплава МЛ10

Режим сварки ремонтных соединений промежуточного корпуса из сплава МЛ-10.

Оценку напряженного состояния наружной поверхности образцов сварных соединений производили бесконтактным методом электронной спекл-интерферометрии, основанном на измерении перемещений при упругой разгрузке объема металла в исследуемых точках на поверхности образца, вызванной сверлением несквозных отверстий [5]. Применяли аппаратурный комплекс (рис. 5), в котором

исследуемый участок образца 4, закрепленного на сборочной плите 5, освещали лучом лазера, входящего в состав оптического интерферометра 3 под одним и тем же углом с двух направлений и таким образом определяли компоненты вектора перемещений в плоскости. Данные измерений перемещений после сварки и ЭДО регистрировали и обрабатывали с помощью специализированных блоков 1 и 2, входящих в состав комплекса. Метод обеспечивал целостность образца после регистрации его деформируемого состояния после сварки и ЭДО.

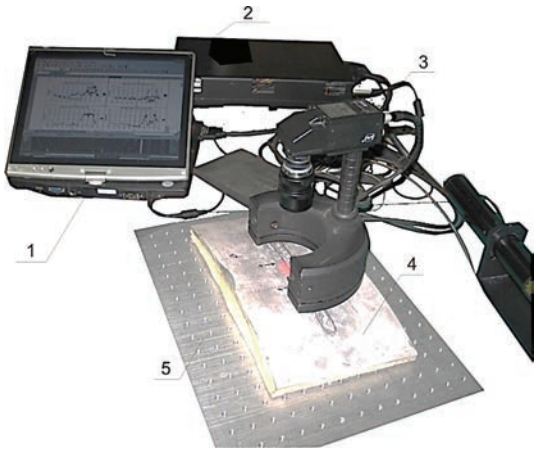


Рис. 5. Общий вид аппаратурного комплекса для регистрации напряженного состояния образцов сплава МЛ10 методом спекл-интерферометрии, где: 1 – блок регистрации сигнала; 2- блок обработки оптического сигнала; 3 - оптический інтерферометр; 4 – образец; 5 - сборочная плита

Таблица 1

прохода	Напряжение дуги U,В	Ток св-ки, I, А	Скорость сварки, V, мм/с	Расход Ar, л/с
1	20	250	1,7	0,25
2	20	350	1,7	0,35

После сварки и ЭДО регистрировали изменения напряженного состояния сварных соединений в окрестности ремонтных швов. По результатам сравнения значений напряжений до и после обработки определяли эффективность процесса ЭДО.

С использованием генератора импульсов «Искра 4» выполняли ЭДО сварных соединений образцов серией импульсов электрического тока (ИЭТ). При этом амплитудные значения импульсного тока и динамического давления достигали соответственно 3080 А и 20460 Н, а сдвиг фаз между ними составлял 0,1 мс, что обеспечивало синхронизацию электроимпульсной и динамической составляющих электродинамического воздействия.

Последовательность выполнения ЭДО и схемы расположения измеряемых участков поверхности исследуемых образцов представлены на рис. 6.

Перед выполнением ЭДО регистрировали начальное напряженное состояние образца вдоль линий А-А и Б-Б (рис. 6). Вдоль оси 0-0 на участке поверхности наплавленного металла сварного шва длиной 100 мм выполняли ЭДО 1 серией из 20 ИЭТ в направлении «от центра к краям», как показано на рис.6, после завершения которой регистрировали изменение напряженного состояния вдоль линий А-А и Б-Б. Затем выполняли ЭДО 2 основного металла на расстоянии 12 мм от линии 0-0 серией из 20 ИЭТ в направлении «на проход» с последующим контролем остаточных напряжений вдоль линии Б-Б.

Эпюры продольной компоненты плоского напряженного состояния σ_x до обработки, а также после ЭДО 1 и 2 представлены на рис. 7.

На рис. 7, а показано распределение σ_x вдоль линии А-А (рис. 6) после сварки (кривая 1) и ЭДО 1 (кривая 2), из которого можно видеть, что до обработки имеет место монотонное нарастание растягивающих σ_x вдоль линии шва, а их средние значения составляют 120 МПа. После ЭДО 1 характер распределения σ_x вдоль линии А-А существенно не изменился, но наблюдается понижение их средних значений до 70 МПа.

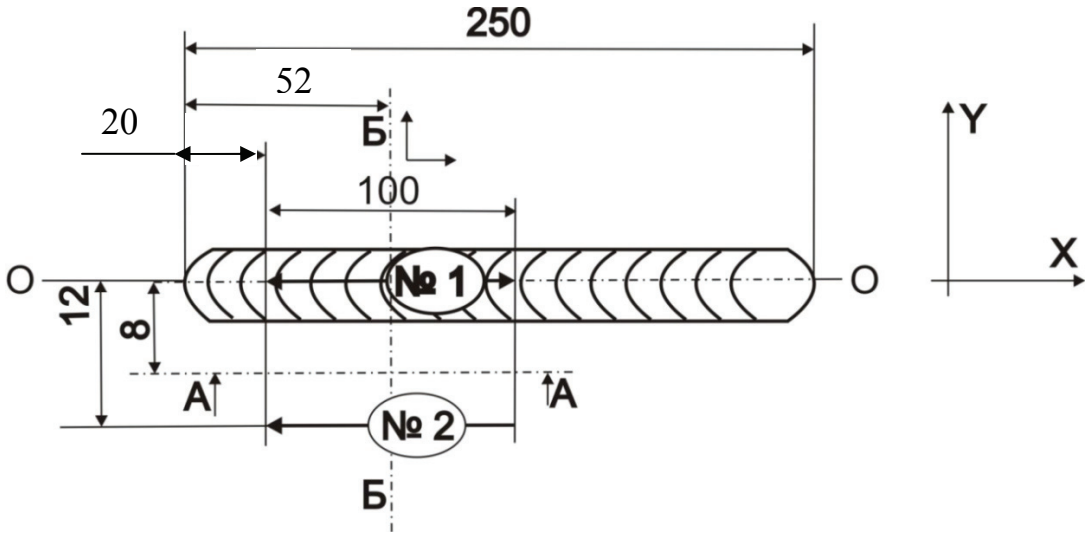


Рис. 6. Последовательность выполнения ЭДО и схемы расположения измеряемых участков поверхности образцов сплава МЛ10, где А-А и Б-Б линии измерений, 1…2 – последовательность ЭДО, → - направление ЭДО

Распределение σ_x на наружной поверхности образца после сварки вдоль линии Б-Б, перпендикулярной линии шва (рис. 6), представлено на рис. 7, б, (кривая 1). Неуравновешенность эпюры σ_x связана со значительной изгибной составляющей напряжений на поверхности образца, вызванной его исходной кривизной. При этом максимальное значение растягивающих σ_x в измеряемом сечении достигает предела текучести сплава МЛ10 – $\sigma_{0,2}$=120 МПа на расстоянии 12 мм от центра шва.

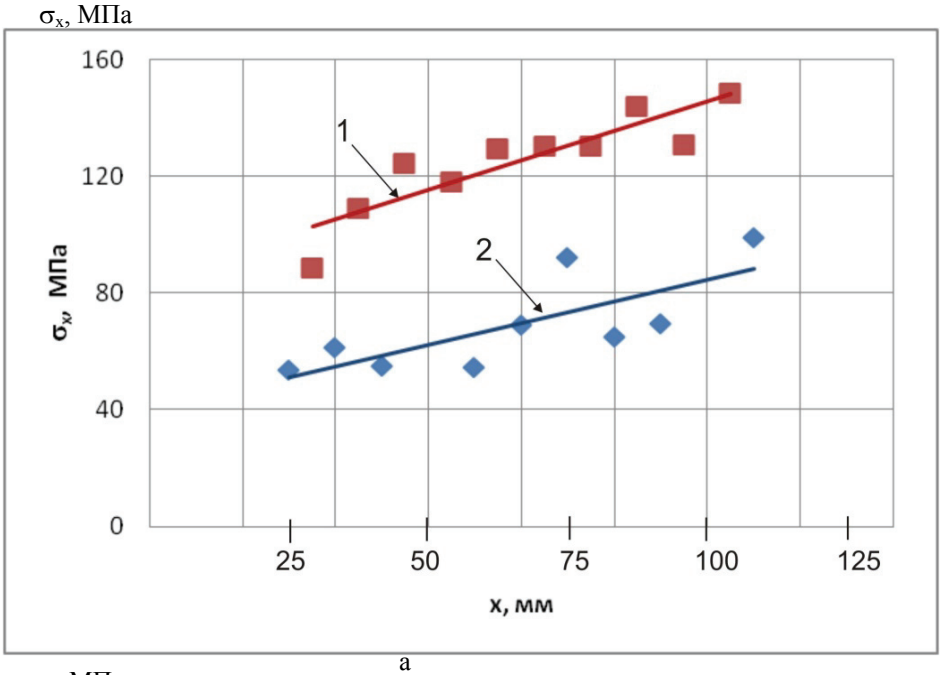
Влияние электродинамических воздействий на напряженное состояние сварного соединения подтверждает распределение σ_x после ЭДО 1 вдоль линии Б-Б, показанное на рис. 7, б (кривая 2), из которого видно, что на обработанном участке центра шва σ_x изменили знак от растягивающих к сжимающим, значения которых достигли -40 МПа. На участках поверхности, соответствующих максимальным значениям σ_x =120 МПа, после ЭДО 1 σ_x снижались до 40 МПа, что составляет 35 % от их начальных значений. В целом, можно заключить, что в результате ЭДО достигается снижение остаточных сварочных напряжений с их переходом от рястягивающих к сжимающим в зоне обработки (кривые 1 и 2 на рис. 7, б).

Распределение σ_x вдоль линии Б-Б после ЭДО 2 представлено на рис. 7, б (кривая 3), из которого можно видеть, что после ЭДО 2 имеет место формирование области сжимающих напряжений, локализованной на участке электродинамических воздействий, где значения σ_x понижаются до -20 МПа при неизменных значениях σ_x в центре шва, равных -40МПа. Меньшую эффективность электродинамического воздействия при ЭДО 2 основного металла по сравнению с ЭДО 1 металла шва можно объяснить большей пластичностью литой структуры последнего. Так, относительное удлинение δ сплава МЛ10=3,6 %, а литой структуры сварного шва, выполненного с использованием скандиесодержащего присадочного материала, достигает более 6 % [1]. При этом, согласно [6], эффективность ЭДО повышается с увеличением пластичности обрабатывамого материала.

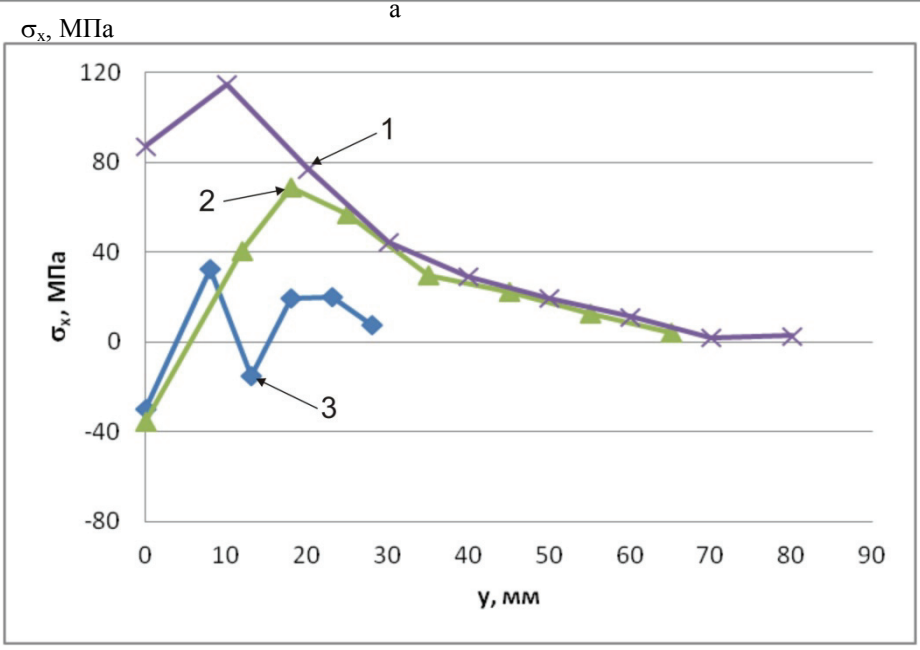
Характер распределения σ_x в основном металле после ЭДО 2 близок наблюдаемому после ЭДО 1 в центре шва. На участке кривой 3 между зонами ЭДО 1 и 2, имеет место понижение σ_x до 60 МПа, составляющее только 50 % от значения σ_x после сварки (перед выполнением ЭДО 1 и 2), что подтверждает локализованный характер электродинамических воздействий. Исходя из сказанного, определение оптимального расстояния L между зонами электродинамических воздействий, обеспечивающего гарантированное перекрытие обработанных участков, является важным аспектом при разработке технологии ЭДО.

С целью определения оптимального значения L при заданных электрических параметрах процесса, на образце сварного соединения (рис. 4) выполняли ЭДО 1 металла шва, изменяя значение L между зонами ЭДО. После серии ИЭТ регистрировали снижение начальных σ_x в результате обработки – $\Delta\sigma$, определяя эффективность ЭДО отношением ($\Delta\sigma/\sigma_x$).

Регистрацию значений Δ□ производили по линии шва на расстоянии между зонами ЭДО, равному L/2. Максимальное значение L задавали равным 20 мм, последовательно снижая его до 5 мм. Зависимость Δ□/□$_x$=f(L) представлена на рис. 8, из которого можно видеть, что при значении L≥20 мм, эффективность ЭДО близка к нулю, что свидетельствует об отсутствии перекрытия зон электродинамического воздействия при заданном режиме ЭДО. При L=15, 12 и 8 мм значения Δ□/□$_x$ достигали соответственно 10, 21 и 38 %, что свидетельствует о частичном перекрытии зон ЭДО. При снижении L до 5 мм и менее показатели эффективности стабилизировались на значении Δ□/□$_x$=60 %, что свидетельствует о том, что при L, не превышающем 5 мм, имеет место гарантированное перекрытие зон электродинамического воздействия.



а



б

Рис. 7. Распределение напряжений □$_x$ в образце сварного соединения из сплава МЛ10 (рис. 2): а - кривая 1 - □$_x$ до ЭДО вдоль А-А (рис. 3, а), 2- □$_x$ вдоль А-А после ЭДО 1, где значение X=0 соответствует точке начала шва на рис .6; б - 1 - □$_x$ до ЭДО вдоль Б-Б, 2- 2 - □$_x$ после ЭДО 1 вдоль Б-Б, 3 – □$_x$ после ЭДО 1 и 2 вдоль Б-Б

Таким образом, при заданных энергетических параметрах электродинамических воздействий, ЭДО сплава МЛ10 целесообразно производить с «шагом», не превышающим 5 мм.

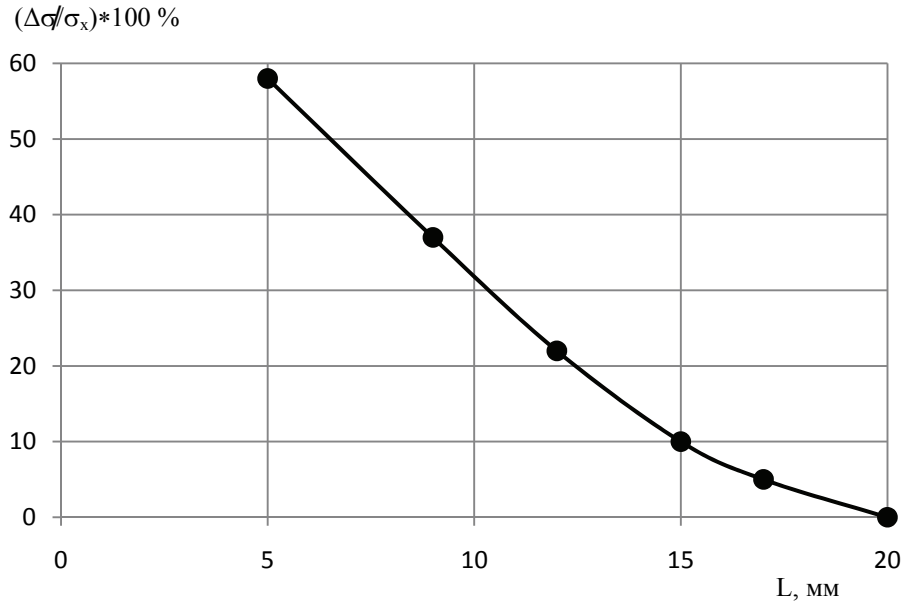


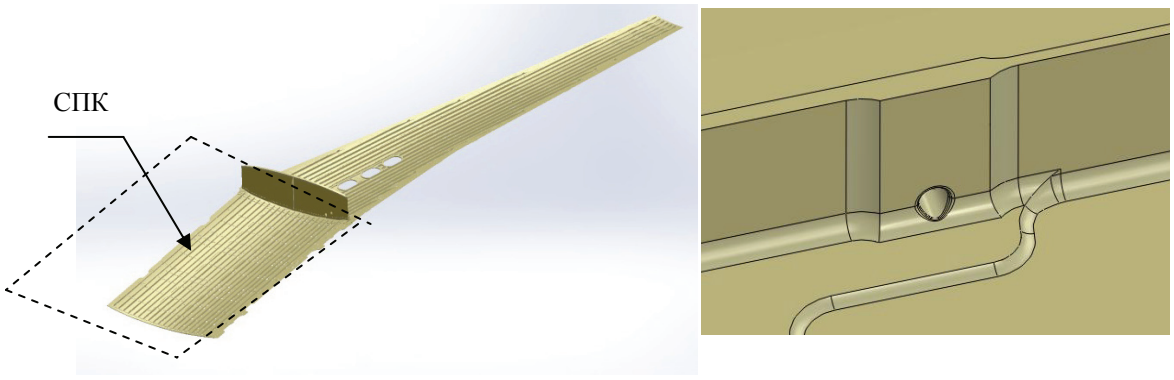
Рис. 8. Влияние расстояния L между зонами ЭДО на эффективность обработки Δ□/□$_x$

Представленные результаты исследований показали, что с помощью ЭДО можно регулировать уровень остаточных напряжений на поверхности сварных соединений из сплава МЛ10. После ЭДО значения остаточных сварочных напряжений существенно понижаются. Применение электродинамических воздействий может положительно сказаться на характеристиках усталостной прочности сварных соединений из магниевого сплава МЛ10 при циклических нагрузках, что позволит повысить эксплуатационный ресурс авиационных конструкций из магниевых сплавов [2].

Конкурентноспособность авиационных изделий, особенно пассажирских и транспортных самолетов, в значительной степени определяется их оптимальными весовыми характеристиками. Так, масса конструкции при заданном взлетном весе и проектном ресурсе должна быть минимальной.

Стремление к достижению ресурса в 60-80 тыс. летных часов при условии минимизации массы конструкции требует внедрения в производство новых материалов и различных методов повышения усталостной долговечности как регулярных зон, так и зон конструктивной негерулярности.

Для уменьшения количества авиационного топлива, которое не вырабатывается и не сливается, в стрингерах нижних панелей крыла (рис. 9, а) выполняют отверстия для его перетекания (рис. 9, б). Экспуатация и наземные испытания самолетов показывают, что такие отверстия являются очагами образования усталостных трещин и могут привести к преждевременному разрушению конструкции крыла. С этой проблемой столкнулись на этапе ресурсных испытаний ближнемагистрального пассажирского самолета SSJ-100, многоцелевого самолета Бе-200 и других [4].



а б

Рис. 9. Внешний вид нижней панели крыла самолета: а - общий вид стрингерной панели крыла - СПК; б - отверстие для перетекания топлива в стрингере

Для повышения выносливости нижних панелей крыла самолета в зоне отвестий для перетекания топлива используют различные технологические приемы, большинство из которых базируется на местном глубоком пластическом деформировании (МГПД) в зоне отверстия. К таким методам относятся барьерное обжатие и дорнование, применяемые как раздельно, так и совместно, основанные на локальном деформировании материала и создании остаточных напряжений сжатия в зоне повышенной концентрации [7].

Барьерное обжатие заключается во вдавливании на некотором расстоянии от отверстия цилиндрического пуансона заданного профиля, в результате чего в области отверстия образуются поля сжимающих остаточных напряжений, повышающие его долговечность (рис.10).

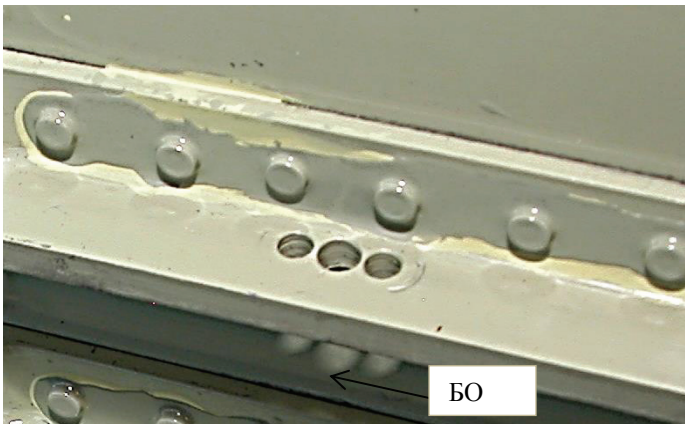


Рис. 10. Стрингер нижней панели крыла с системой из трех отверстий, упрочненных барьерным обжатием (БО), контур которого указан стрелкой

Дорнование заключается в протяжке с натягом через отверстие специализированного цилиндрического инструмента-дорна, приводящей к выдавливанию части материала на поверхность детали, интенсивному пластическому деформированию отверстия и, как следствию, образованию сжимающих напряжений.

Несмотря на высокую эффективность данных методов МГПД, повышающих усталостную долговечность отверстий в диапазоне от 1,5 до 10 раз [4, 7] в зависимости от материала и толщины стрингера, им присущи определенные недостатки. Так , оборудование для реализации методов МГПД является достаточно габаритным [4], а технологический цикл обработки одного отверстия занимает достаточно продолжительное время.

Перспективным представляется использование ЭДО для реализации МГПД, основанное на нормальном индентировании профилированного пуансона в зоне отверстия при электродинамическом воздействии ИЭТ. Преимуществами ЭДО по сравнению с традиционными методами МГПД является высокая мобильность позиционирования рабочего инструмента, что позволяет осуществлять обработку отверстий в различных пространственных положениях, в том числе и на эксплуатируемых авиационных конструкциях. При этом время обработки одного отверстия (без учета установки инструмента) по сравнению с МГПД во много раз меньше.

Исследовали различные схемы МГПД методом ЭДО (МГПД ЭДО), направленные на создание области сжимающих напряжений в зоне отверстия, а также пластического деформирования его поверхности (рис. 11).

Схема разрядного контура для МГПД ЭДО представлена на рис.11,а. Опираемый на жесткое основание стрингер 2 помещали между пуансоном 1 и матрицей 3. Пуансон жестко связан с диском 6 из неферромагнитного материала, являющимся подложкой для плоского индуктора 5. При запуске разрядного цикла конденсатора С контактором К, между индуктором и диском индуцируется электродинамическая сила, стремящаяся оттолкнуть их друг от друга, вектор которой направлен по нормали к плоскости стрингера. Воздействие электродинамической силы на пуансон и матрицу инициирует их нормальное внедрение в обрабатываемый материал, обеспечивая тем самым МГПД в зоне отверстия.

Учитывая особенности традиционных схем, описанных выше [4,7], электродинамическое воздействие использовали, как силовой фактор, обеспечивающий динамическое внедрение рабочего инструмента в обрабатываемый металл. Предложены три схемы МГПД ЭДО, такие как ЭДО-дорнование (рис. 11, б), совместное ЭДО-дорнование-обжатие(рис. 11, в), ЭДО-обжатие (рис. 11, г).

Отличием ЭДО-дорнования от традиционного является использование, вместо протягиваемого через отверстие дорна, цилиндрических пуансона 1 и матрицы 3, рабочие поверхности которых выполнены в виде усеченных конусов (рис. 11, б). Электродинамическое воздействие инструментов на обрабатываемый металл обеспечивает МГПД поверхности отверстия стрингера 2. При этом интенсивность пластического деформирования можно регулировать изменением уровня запасенной энергии и количества ИЭТ.

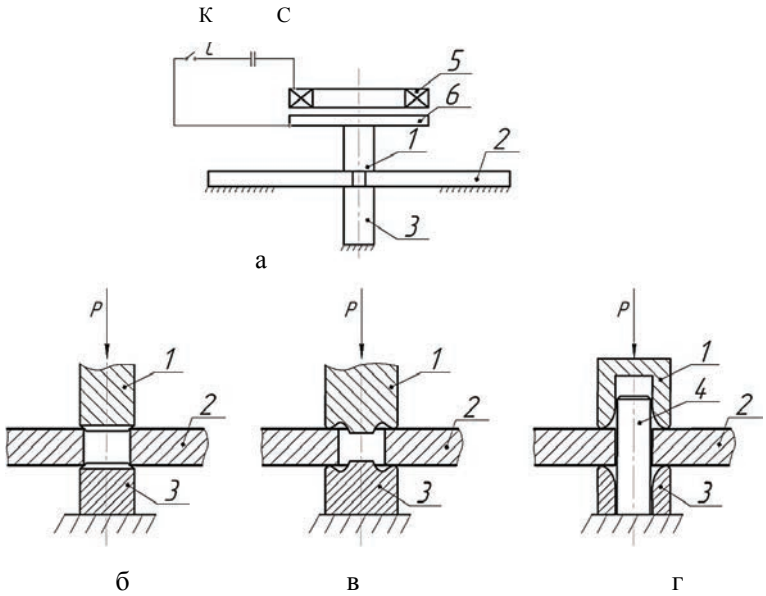


Рис. 11. Электродинамическая обработка (ЭДО) технологических отверстий, где 1 - пуансон; 2 - стрингер с отверстием; 3 – матрица; 4 - направляющая втулка; 5 – індуктор; 6 - диск, К-контактор, С-конденсатор, Р-электродинамическое воздействие: а - схема разрядного контура для МГПД ЭДО технологических отверстий; б - ЭДО-дорнование; в - совместное ЭДО-дорнование-обжатие; г - ЭДО-обжатие

Совместное ЭДО-дорнование-обжатие (рис.11,в), является развитием ЭДО-дорнования, где профилированные пуансон 1 и матрица 3, кроме МГПД собственно отверстия, обеспечивают обжатие металла на поверхности стрингера за зоной отверстия. При этом конусные части инструмента, внедряемые в обрабатываемую поверхность в процессе МГПД, обеспечивают центровку пуансона и матрицы относительно кромки отверстия.

При ЭДО-обжатии (рис. 11, г) центровка пуансона 1 и матрицы 3 относительно отверстия в стрингере 2 осуществляется посредством цилиндрической направляющей втулки 4.

Исследования эффективности различных схем МГПД ЭДО проводили на образцах алюминиевого сплава Д16 (рис. 12), используемого в авиастроении при изготовлении стрингерных панелей крыла самолета. Геометрические характеристики образцов показаны на рис. 12, а.

Образцы обрабатывали при трех описанных схемах МГПД ЭДО на режиме, соответствующем уровню запасенной энергии электродинамического воздействия не более 800 Дж сериями от 5 до 15 ИЭТ. Количество ИЭТ в цикле МГПД ЭДО определялось типом используемого инструмента. Так, минимальное количество ИЭТ, равное 5, соответствовало ЭДО-дорнованию (рис. 11, б), а равное 15 - совместному ЭДО-дорнованию-обжатию (рис. 11, в).

После обработки зоны отверстий регистрировали уровень остаточных напряжений сжатия □ в зоне предполагаемого распространения усталостной трещины (в точках 1-3), указанной стрелками на рис. 12, б, где также показаны направления компонент $\square_x$ и $\square_y$. Для оценки напряженного состояния использовали неразрушающий метод приповерхностных акустических волн [8], что позволяло сохранять целостность образцов для последующих механических испытаний на сопротивление замедленному разрушению.

Максимальное значение сжимающих σ_x в точке 1 достигало -80 МПа, 2-40 и 3-105 МПа, а σ_y – в точках 1 и 2- 95 МПа, 3 -120 МПа.

Испытания образцов проводили при мягком нагружении с текущей регистрацией количества циклов N до разрушения по отнулевому циклу нагрузки растяжением σ_{max}=200-203 МПа. Значения N получены для свободного отверстия, а $N_{ЭДО}$ – для обработанных. Испытания, результаты которых представлены в табл. 2, выполняли на установке, показанной на рис. 13.

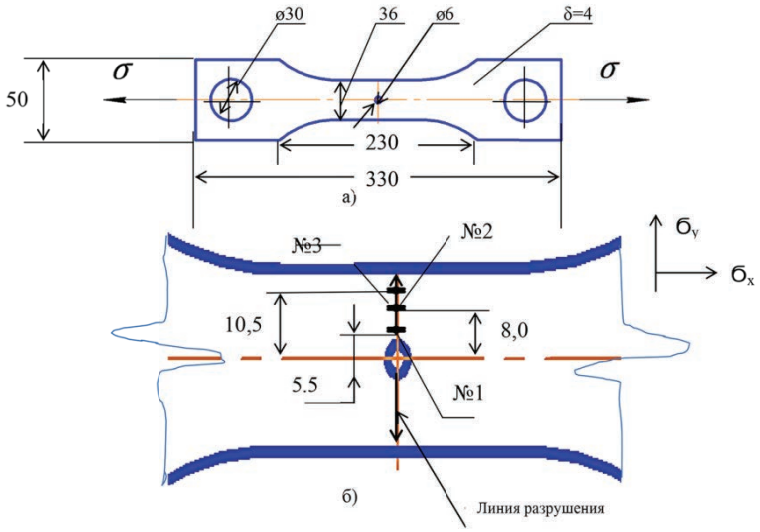


Рис. 12. Внешний вид образца стрингера с технологическим отверстием ø6 мм из сплава Д16 для испытаний на сопротивление усталостному разрушению: а - геометрические характеристики образца, где – направление прикладываемой нагрузки; б - зоны контроля остаточных напряжений, где 1…3- измеряемые точки

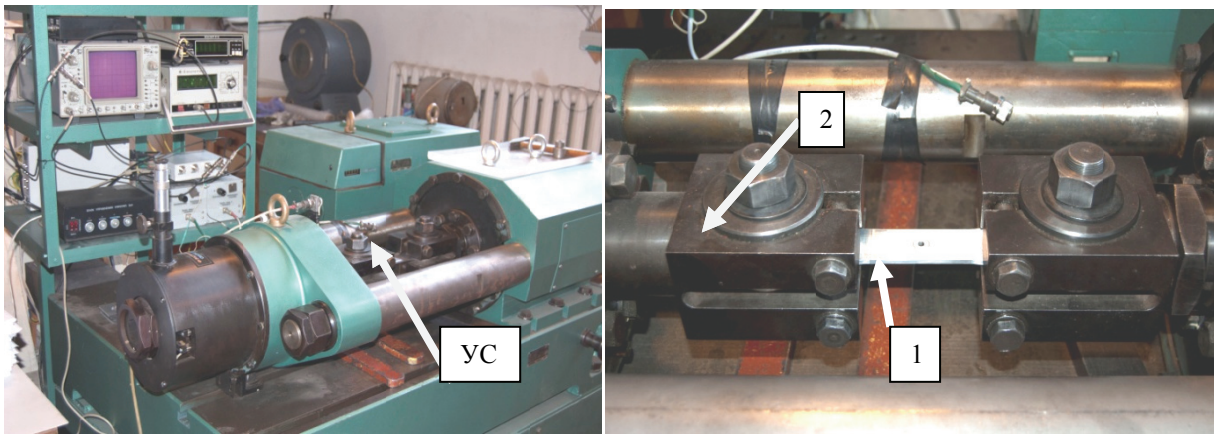


Рис. 13. Установка для усталостных испытаний образцов: а - общий вид, где УС- устройство силонагружения; б - УС (укрупненно) , где 1 – образец стрингера с отверстием, 2- блок захватов

Результаты испытаний образцов сплава Д16 с отверстием диам. 6 мм после МГПД ЭДО.

Зависимость σ_{max}=f(N) в логарифмических координатах для различных схем МГПД ЭДО представлена на рис.14, где также показана усталостная кривая 1 для образцов со свободным отверстием (без МГПД ЭДО).

Анализируя данные табл. 2 и рис. 14, можно видеть, что МГПД ЭДО, реализуемые на основе ЭДО-дорнования (строки 2, 3) и ЭДО-дорнования-обжатия (4), повышают сопротивление замедленному разрушению образцов в зоне отверстия при σ_{max}~200 МПа, определяемое отношением $N_{эдо}/N$, в 1,6 раза, а ЭДО-обжатие (5,6) - в 2,5 раза.

На основании приведенных данных можно заключить, что предлагаемые схемы МГПД ЭДО позволяют повысить сопротивление разрушению технологического отверстия и учитывая возможности метода, такие как компактность и быстродействие оборудования, а также мобильность позиционирования рабочего инструмента, представляются перспективными для применения в производстве.

Таблица 2

	Схема МГПД ЭДО	образца.	σ_{max}, *МПа*	$N_*, N_{эдо}$	$N_{эдо}/N$
1	-	Свободное отверстие	202	11000	-
2	ЭДО-дорнование	1	203	19000	1,72
3		1*	202	16000	1,45
4	ЭДО-дорнование-обжатие	2*	203	17500	1,6
5	ЭДО-обжатие	3	201	27000	2,45
6		3*	200	28000	2,54
Примечание. Значение N соответствует строке 1 табл. 2, а $N_{эдо}$ – строкам 2-6.					

В то же время существуют возможности для повышения эффективности МГПД ЭДО, базируемые на расчетно-экспериментальных оценках, например [9]. Так, оптимизация формы рабочих конусов пуансона и матрицы для предлагаемых схем обработки, учитывающая скорость и величину динамического нагружения при нормальном внедрении инструмента в обрабатываемый материал, позволит обеспечить параметры напряженно-деформированного состояния металла в зоне отверстия, необходимые для эффективного торможения разрушения.

Результаты работы были апробированы в лаборатории прочности летательных аппаратов Национального аэрокосмического университета им. Н.Е. Жуковского «ХАИ».

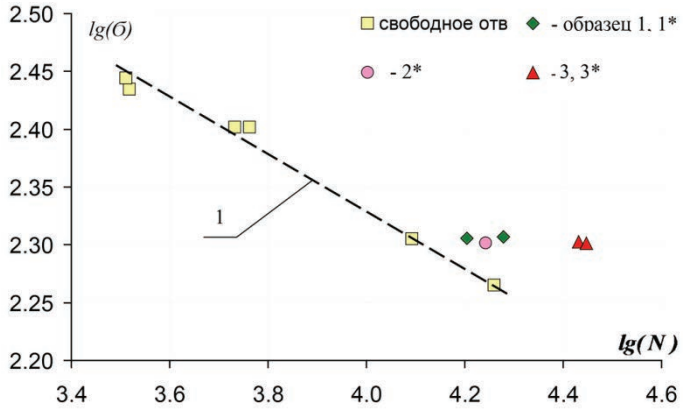


Рис. 14. Результаты испытаний при отнулевом цикле нагрузки величиной σ_{max} образцов сплава Д16 с отверстием д.6 мм при различных схемах МГПД ЭДО, где номера образцов соответсвуют схемам в Табл.2, *N* – кол-во циклов до разрушения, усталостная кривая 1 – сопротивление разрушению отверстия без МГПД ЭДО

На основании проведенных исследований по ЭДО сварных ремонтных соединений из магниевого сплава МЛ10 и технологических отверстий в алюминиевом сплаве Д16 можно заключить, что электродинамические воздействия позволяют в широком диапазоне регулировать напряженное состояние элементов тонколистовых конструкций из легких сплавов. Так, ЭДО сварных соединений магниевого сплава обеспечивает переход остаточных сварочных напряжений растяжения в сжимающие, а обработка сплава алюминия инициирует в нем поля сжимающих напряжений, повышая стойкость металла к замедленному разрушению при циклических нагрузках.

Развитие метода ЭДО для использования в различных технологических процессах позволит увеличить эксплуатационный ресурс металлических конструкций из легих сплавов.

Существенное влияние на прочность и работоспособность сварных соединений и конструкций оказывают остаточные сварочные напряжения. Несмотря на большие достижения в развитии расчетных и экспериментальных методов определения остаточных напряжений, на практике их оценка в реалдьных

изделиях сопряжена со значительными трудностями. Актуальной является задача создания эффективного неразрушающего метода определения остаточных напряжений. Предварительные исследования показали, что перспективным в этом отношении является применение локального импульса тока высокой плотности для релаксации остаточных напряжений и измерение методом спекл – интерферометрии возникающих перемещений. Выбор метода электронной спекл - интерферометрии для определения остаточных напряжений обусловлен высокой точностью и бесконтактность данного метода [10, 11, 12].

Целью этих исследований было: изучить влияние параметров локального импульса тока на величину перемещений точек поверхности в окрестности введение импульса и установить параметры импульса тока, которые приводят к возникновении таких перемещений поверхности исследуемого объекта, которые сопоставимы с перемещениями от сверляння несквозного отверстия диаметром и глубиной 1 мм.

Экспериментальные исследования проводились на тестовых образцах, изготовленных из конструкционной углеродистой стали Ст20пс. Для проведения экспериментов был выбраны тестовый образец - балку равного сопротивления изгибу [10, 13,14], которая нагружалась в специальном устройстве [15]. Высота h такой балки в произвольном сечении и напряжения в контролируемой точке с координатами (x, y) задаются уравнениями (рис. 15) [10, 14]:

$$h(x) = h_0\sqrt{1-\frac{x}{l}}, \tag{1}$$

$$\sigma_{xx}(x,y) = P\frac{12(l-x)y}{bh^3(x)} \tag{2}$$

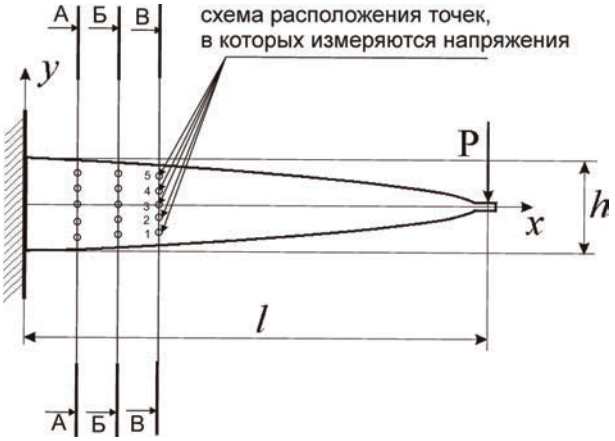


Рис. 15. Схема нагружения балки равного сопротивления изгибу

Балка равного сопротивления изгибу (тестовый образец) изготавливался с такими размерами: длина l = 270 мм, толщина b = 6 мм и максимальная высота h *(0)* = 40 мм. Для уменьшения уровня технологических напряжений тестовые образцы после изготовления отжигались в соответствии с отработанным режимом. После отжига величина остаточных напряжений повторно контролировалась. Отожженная балка в специальном устройстве жестко фиксировалась с помощью специального механического устройства и нагружалась усилиям P = 0,9807 кН. Величина нагрузки P контролировалась с помощью цифрового индикатора. В балке равного сопротивления изгибу, с каждой ее стороны, сначала в двух - трех сечениях экспериментальным путем определялись остаточные напряжения на основе применения метода электронной спекл - интерферометрии.

Также были проведены экспериментальные исследования с целью усовершенствования и испытания механического устройства для дозированного нагружения тестовых образцов. Исследования показали, что устройство для нагружения позволяет задавать нагрузки с высокой точностью, расхождение между расчетной и определенной величиной напряжений не превышает 6 - 10 %.

Для ввода импульсов тока в исследуемый участок объекта использовался созданный в Институте электродинамики НАН Украины источник импульсов тока, который позволяет регулировать основные

электрические параметры системы. Электродная система позволяет вводить в исследуемый материал импульс тока плотностью до $4{,}5x10^3$ А/мм^2, влияние которого приводит к возникновению локальных перемещений в окрестности точки ввода. Величина перемещений зависит как от уровня остаточных напряжений в точке ввода импульса, так и от параметров электродной системы, таких, как амплитуда тока I_m, продолжительность τ и частота f отдельных импульсов [12].

Электродная система, которая использовалась при проведении экспериментальных исследований на основе действия локального импульса тока высокой плотности для релаксации остаточных напряжений, позволяла менять зарядное напряжение (U) в диапазоне от 0 до 200 В, емкость накопителя (С) - от 290 мкФ до 17000 мкФ, индуктивность (L) - от 1 мкГн до 1921 мкГн.

Экспериментальное оборудование представлено на рис.16. Одномодовый лазер с источником питания предназначен для освещения поверхности контролируемых объектов. Компактный спекл-интерферометр применяется для определения остаточных напряжений методом электронной спекл - интерферометрии с помощью высверливания несквозных отверстий для релаксации напряжений. CCD-камера с объективом регистрирует спекл - структуру, которая отражается от поверхности контролируемого объекта с последующим преобразованием в аналоговый сигнал, который передается на плату ввода изображений. Объектив фокусирует изображение на матрице CCD-камеры.

Компьютер с монитором предназначен для получения и обработки картин интерференционных полос, а также для определения остаточных напряжений в контролируемом участке поверхности исследуемого объекта. С помощью компьютера управляют платой ввода изображений и пьезо - зеркалом.

Устройство дозированного изъятия материала используется для создания несквозных отверстий, на базе которых определяются перемещения, вызванные релаксацией остаточных напряжений. Наибольшее распространение для упругой разгрузки остаточных напряжений получил метод высверливания небольших несквозных отверстий (диаметром и глубиной 0,5 - 2,0 мм). Электродная система, которая использовалась при проведении экспериментальных исследований с применением локального импульса тока для релаксации остаточных напряжений, обозначена на рис. 16 - п. 4, 5, 6.

В результате перераспределения напряжений, обусловленного введением локального импульса тока в участок поверхности балки равного сопротивления изгибу (при заданной величине напряжений) в окрестности точки ввода импульса возникали перемещения, которые регистрировались бесконтактным методом электронной спекл - интерферометрии.

Источник импульсов тока (рис. 16, п.5) позволяет регулировать величины зарядного напряжения. При равных значениях U_i величина амплитуды силы тока может варьироваться в зависимости от величин С и L (рис. 17 и 18), поэтому перед экспериментами по измерению перемещений методом электронной спекл - интерферометрии выполнялись тестовые измерения амплитуды силы тока I_a и длительности импульса тока τ на датчике Холла источника импульсов тока. Эти измерения позволили получить для данного источника импульсов зависимость амплитуды тока от величины зарядного напряжения для каждой пары значений емкости С и индуктивности L, некоторые из многих графиков представлены на рис. 17 и 18. Для этого применялся блок АЦП осциллографический цифровой В-421 (рис. 16, п. 8).

Для увеличения длительности импульса тока применялись дополнительные емкость и индуктивность. Максимальная сила тока не превышала 900 А (параметры источника импульса), а применение некоторых дополнительных емкости и индуктивности может увеличить силу тока до величины намного выше 900 А. Поэтому базовые тестовые эксперименты по определению зависимости амплитуды силы тока от величины зарядного напряжения для каждой пары значений емкости и индуктивности выполнялся при зарядном напряжении *U* сначала не более 40 В. Поскольку зависимость $Ia = f(U)$ является линейной функцией, то выполнялись 3 эксперимента для получения каждой из линейных зависимостей на рис. 17 и рис 18, а значение усреднялись. Из графиков на рис. 17 и рис. 18 видно, что при различных значениях емкости С и индуктивности L, и при величине зарядного напряжения 140 В фиксируется ток I_a величиной 325 А (рис. 17 кривая ●, С=270 мкФ, L=10,97 мкГн); I_a величинойю 550 А (рис. 17 кривая ◆, С=270 мкФ, L=1 мкГн); I_a величиной 780 А (рис. 18 кривая ●, С=7070 мкФ, L=10,97 мкГн).

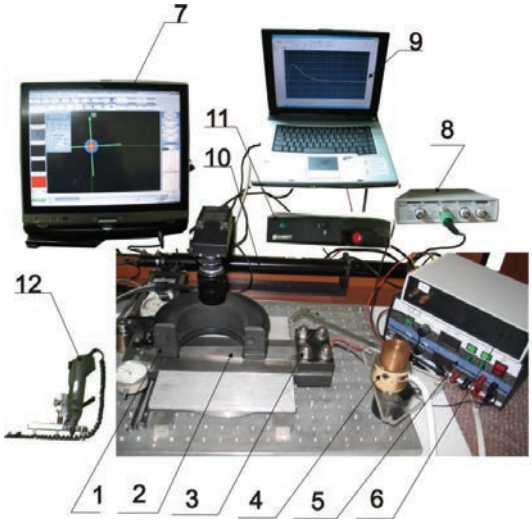


Рис. 16. Оборудование для определения действия импульса электрического тока на релаксацию напряженного состояния, где: 1 - спекл - интерферометр; 2 - балка равного сопротивления изгибу; 3 - устройство для нагружения балки; 4 - электрод; 5 - источник импульсов тока; 6 - блок ёмкостей накопительных конденсаторов; 7- компьютер с программным обеспечением для обработки измерений спекл - интерферометра; 8 - блок АЦП осциллографический цифровой В-421, который подключен к компьютеру 9; 10 - гелий - неоновый лазер с блоком питания 11; 12 - устройство для выполнения отверстий

При проведении каждого эксперимента блок АЦП подключался к компьютеру с соответствующим программным обеспечением (рис. 16, п.9) и к источнику питания электродного устройства (рис. 16, п.5). Импульс тока отображается на мониторе компьютера (рис. 16, п. 9), что позволяло в реальном времени контролировать величину амплитуды импульса тока I_a и длительность импульса тока τ (рис. 19 - 20) при выполнении каждого эксперимента, и записывать информацию об импульс в память компьютера.

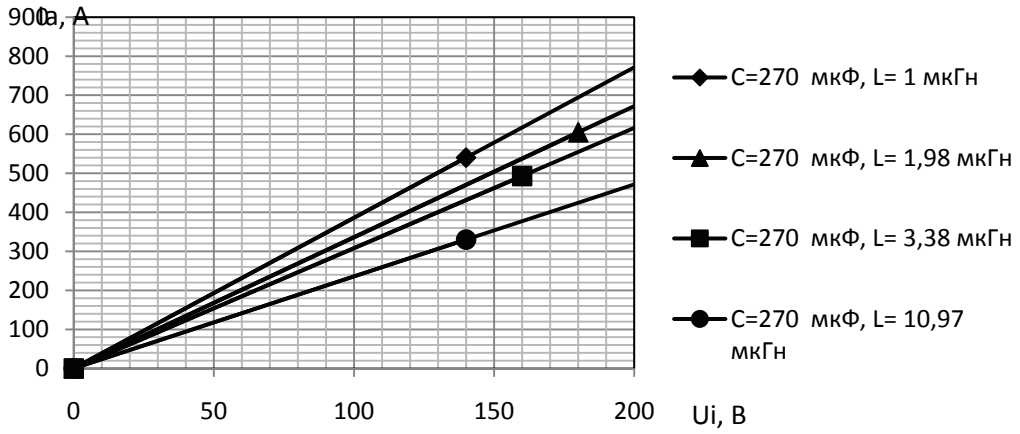


Рис. 17. Влияние изменения величины зарядного напряжения на значение амплитуды импульса тока I_a при величине емкости С= 270 мкФ и изменении величины индуктивности L: 1 мкГн (◆); 1,98 мкГн (▲); 3,38 мкГн (■) та 10,97 мкГн (●)

На рис 19 - 20 показаны в качестве примера осциллограммы импульсов тока длительностью 150 мкс (рис. 19, а): 300 мкс (рис. 19, б): 800 мкс (рис. 20, а) и 1,5 мс (рис. 20, б). При регулировании величины амплитуды силы тока и продолжительности тока меняются величины перемещений, которые определяются методом электронной спекл - интерферометрии в балке равного сопротивления изгибу при ее нагружении.

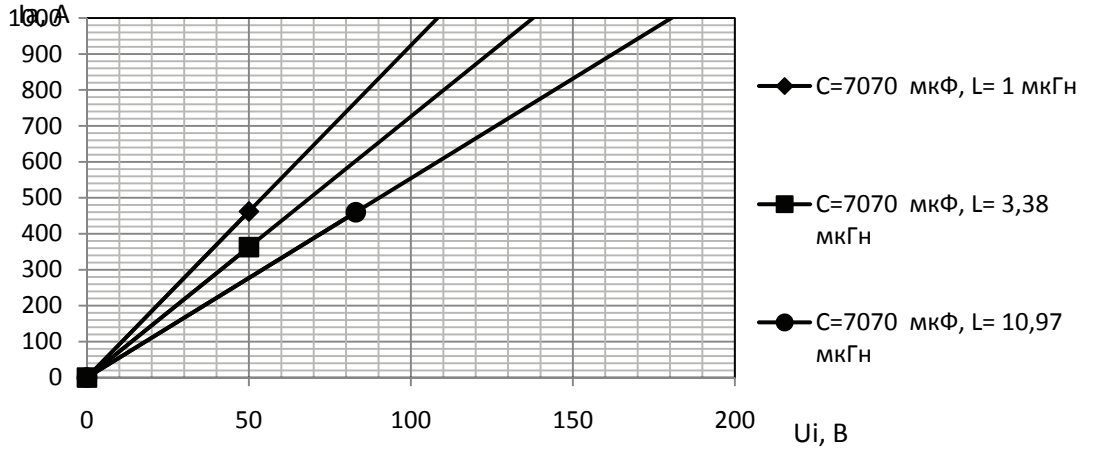
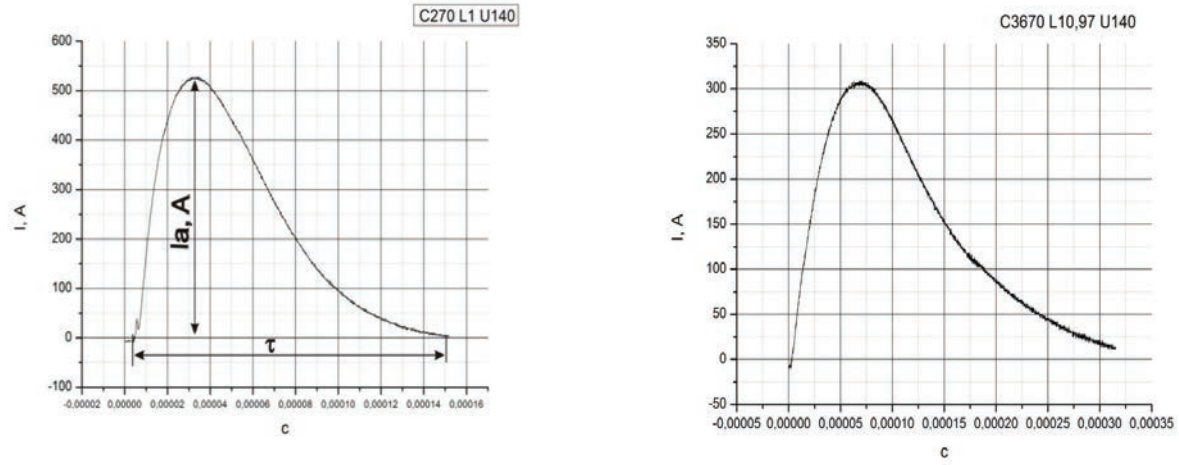


Рис. 18. Влияние изменения величины зарядного напряжения на значение амплитуды импульса тока I_a при величине емкости С=7070 мкФ и изменении величины индуктивности L: 1 мкГн (◆); 3,38 мкГн (■); та 10,97 мкГн (●)



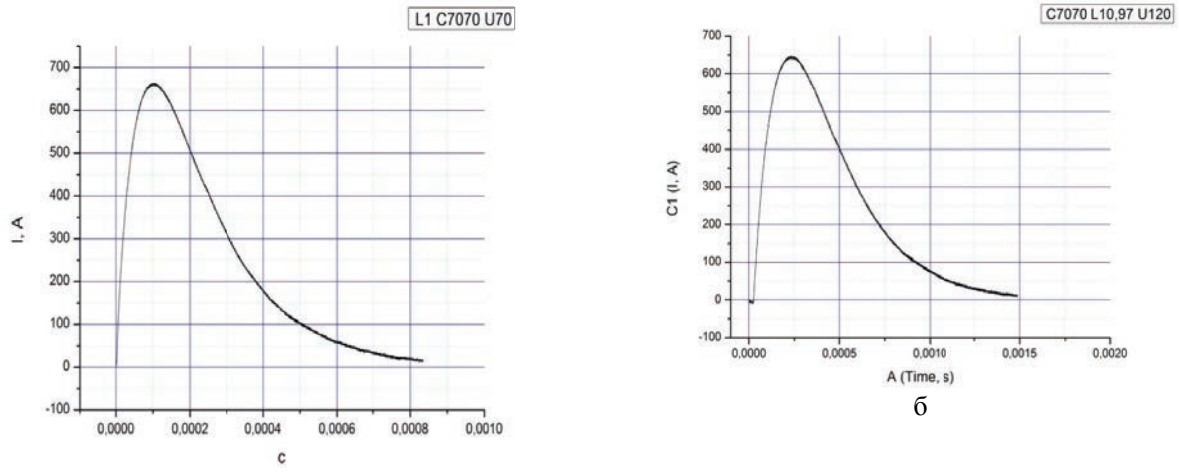
а б

Рис. 19. Осциллограммы импульса тока при релаксации напряжений импульсами тока, созданные источником питания с такими параметрами: а - С= 270 мкФ, L= 1 мкГн, Ui =140 В (I_a~530А, τ~150мкс); б - С= 3670 мкФ, L= 10,97 мкГн, Ui = 140 В (I_a=310А, τ~300мкс)

На первом этапе экспериментальных исследований, направленных на оценку влияния параметров импульса тока на величину перемещений точек поверхности, был выбран на основе экспериментальных графиков (рис. 17, ●) практически минимально возможный режим: I_a ~ 330 ... 340 А, τ ~ 210 мкс . Параметры электродной системы были следующими: зарядное напряжение U_i 140В, амплитуда силы тока I_a ~ 330 ... 340 А, индуктивность L = 10,97 мкГн и емкость С = 270 мкФ. Максимальные (по амплитуде) перемещения (рис. 21) при этих параметрах являются незначительными и составляют 0,02 мкм. На рис. 21 также показано величину перемещений при релаксации напряжений сверлением отверстий (в этой же балке).

Поскольку величина перемещений точек поверхности исследуемого образца оказалась незначительной, было решено увеличить длительность импульса тока и исследовать, как длительность импульса влияет на величину перемещений поверхности. Была увеличена емкость накопительных конденсаторов от С = 270 мкФ (параметры прибора) до 3670 мкФ. При емкости конденсаторов С = 3670 мкФ и зарядном напряжении Ui = 140 В исследовали влияние увеличения амплитуды силы тока на величину перемещений поверхности при релаксации напряжений. На рис. 22 показаны результаты измерения перемещений точек поверхности в окрестности введения импульса тока высокой плотности при емкости конденсаторов С = 3670 мкФ и Ui = 140 В и изменении амплитуды силы тока от 315А (● - Ia=315 А, τ=315 мкс) до 543 А (■ - Ia=543 А, τ= 160 мкс). Величины перемещений u_x при упругой релаксации сверлением отверстий (▲) больше в 10...20 раз по сравнению с релаксацией введением импульсов тока.

Увеличение силы тока на 70 % привело к увеличению величин перемещений, но необходимая величина перемещений может быть достигнута при более значительном увеличением силы тока.



а б

Рис. 20. Осциллограммы импульса тока при релаксации напряжений импульсами тока, созданные источником питания с такими параметрами: а - С=7070 мкФ, L= 1 мкГн, Ui = 70 В (I_a~650А, τ~800мкс); б - С=7070 мкФ, L= 10,97 мкГн, Ui = 120 В (I_a~530А, τ~1,50мс)

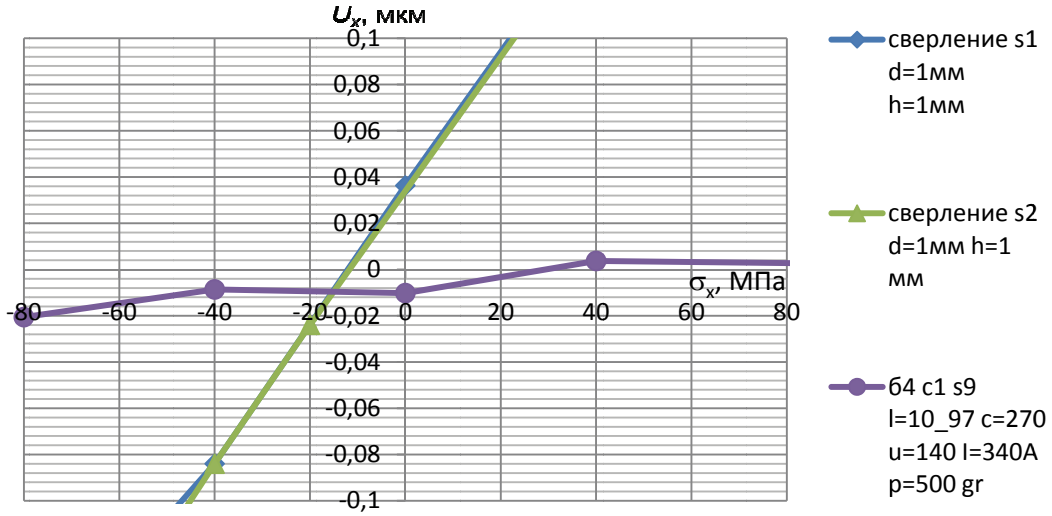


Рис. 21. Влияние параметров электродной системы (индуктивность L = 10,97 мкГн, емкость С=270мкФ, U_i =140В, I_a~330...340 А) для локальной электроимпульсной обработки на величины перемещений u_x (●), мкм, измеренных методом электронной спекл-интерферометрии в зависимости от величины заданных напряжений σ_x и при релаксации напряжений методом высверливания отверстий (◆,▲)

Дальнейшие исследования проводились при увеличении емкости конденсаторов, что позволяет повысить длительность импульса тока. Емкость конденсаторов была увеличена до С = 7070 мкФ. Так же, как и в предыдущем случае (рис.22), было исследовано влияние изменения амплитуды силы тока I_a на величину перемещений. Перемещение точек поверхности измерялись после воздействия импульса тока при С = 7070 мкФ, L = 10,97 мкГн, амплитуда силы тока I_a менялась от ~ 461 А (длительность импульса тока τ 1,25 мс) до ~670 А (τ~ 1,4 мс). При значении I_a ~ 461 А величины перемещений u_x по амплитуде меньше, чем при величине I_a ~670 А (рис. 23).

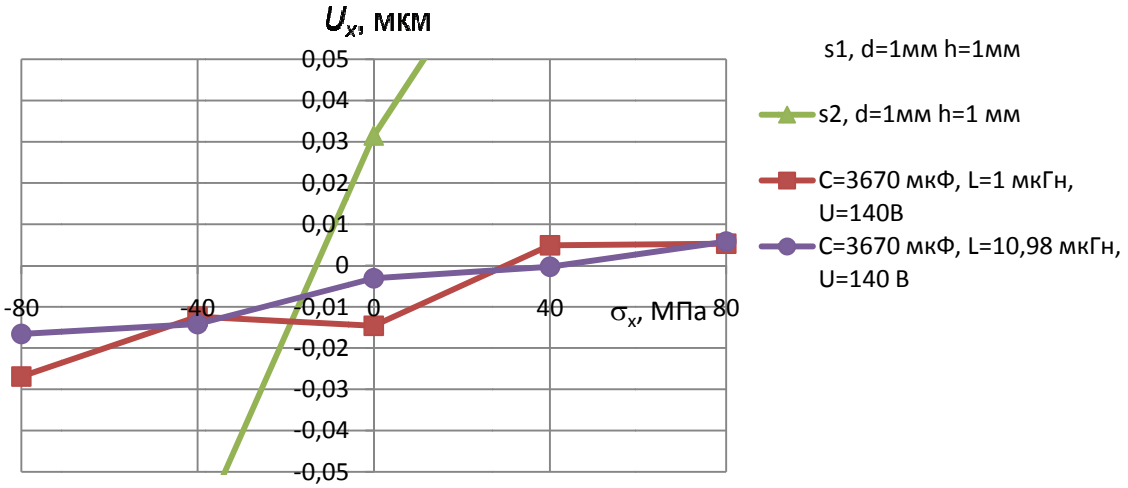


Рис. 22. Влияние параметров электродной системы: емкости и индуктивности при постоянном напряжении U_i = 140В на величины перемещений u_x, мкм, при локальной электроимпульсной обработке в зависимости от величины заданных напряжений σ_x и при релаксации напряжений методом сверления отверстий (▲)

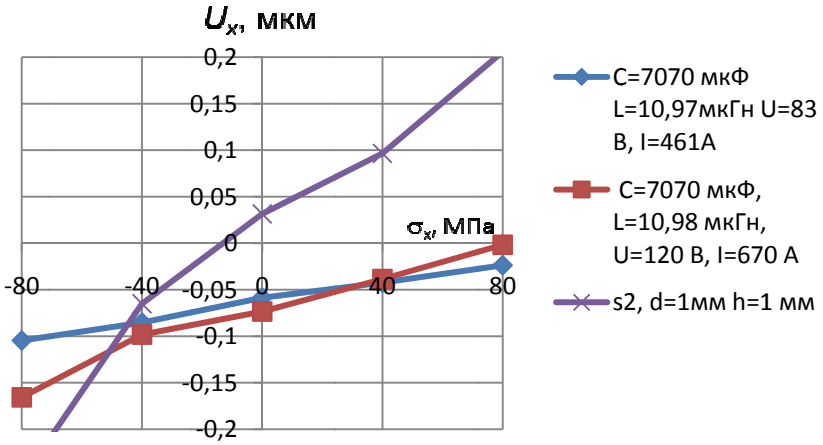
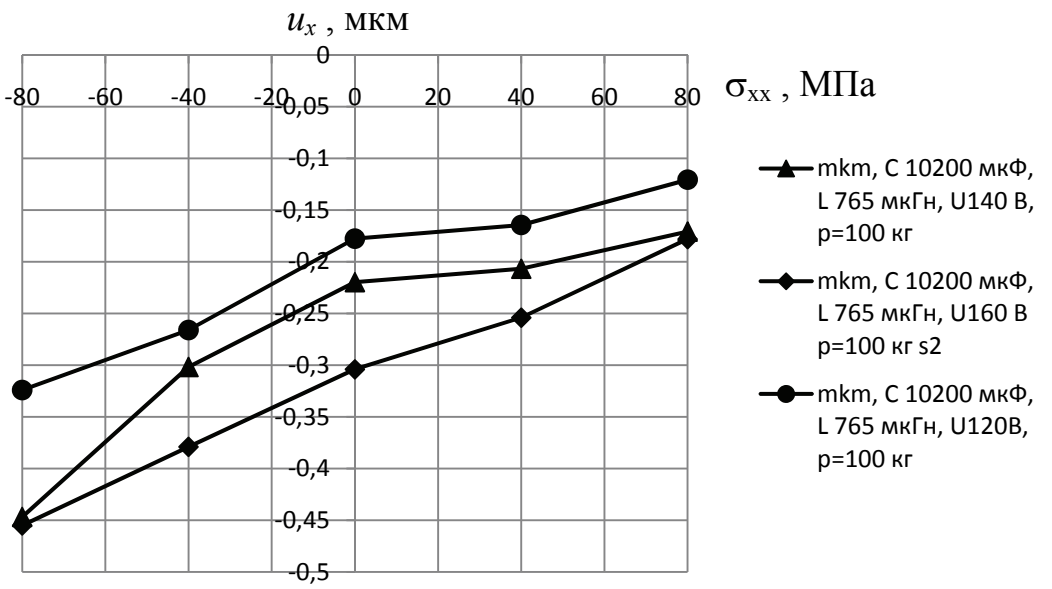
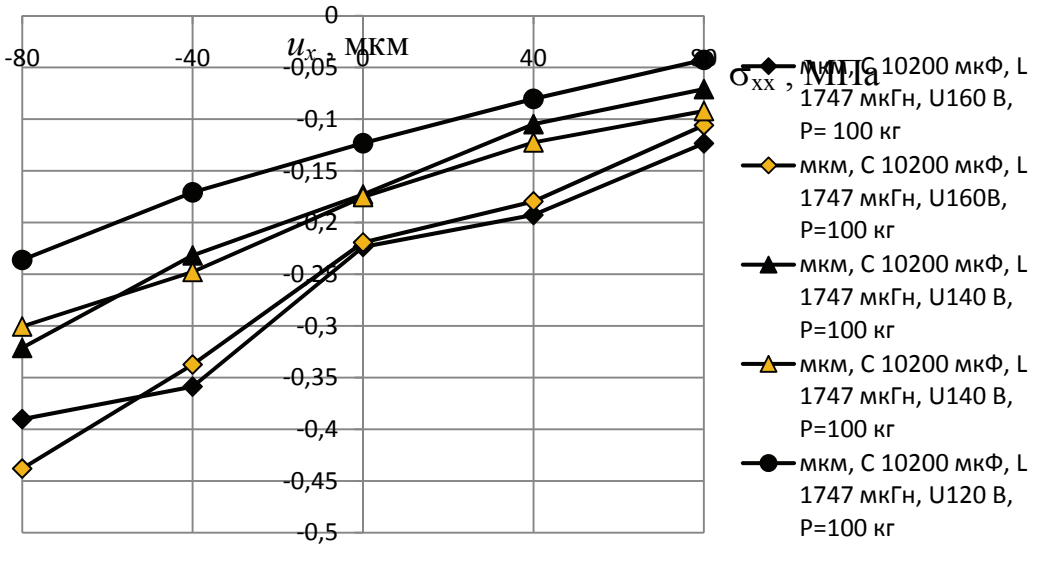


Рис. 23. Влияние изменения амплитуды силы тока от Ia = 461А (◆) до Ia = 670 А (■) на величину перемещений, измеренных методом электронной спекл-интерферометрии при релаксации напряжений импульсами тока в зависимости от величины заданных напряжений σ_x и при релаксации напряжений методом сверления отверстий (●, ▲)

На следующих этапах исследований с целью увеличения длительности импульса тока были применены дополнительные емкость и индуктивность: C = 10200 мкФ и L = 765 мкГн (рис. 24) и C = 17000 мкФ и L = 765 мкГн и 1747 мкГн (рис. 25) . При таких параметрах источника импульсов длительность τ импульса тока была ≈11 ... 20 мс. На рис. 24 и 25 представлены результаты измерения перемещений при применении этих параметров. Установлено, что увеличение длительности импульса тока приводит к увеличению в несколько раз величин перемещений исследуемого участка поверхности, и в этом случае перемещения близки к перемещениям при сверления отверстий, но смещены на начальную величину перемещений от действия максимального импульса тока при нулевых напряжениях в исследуемом образце.

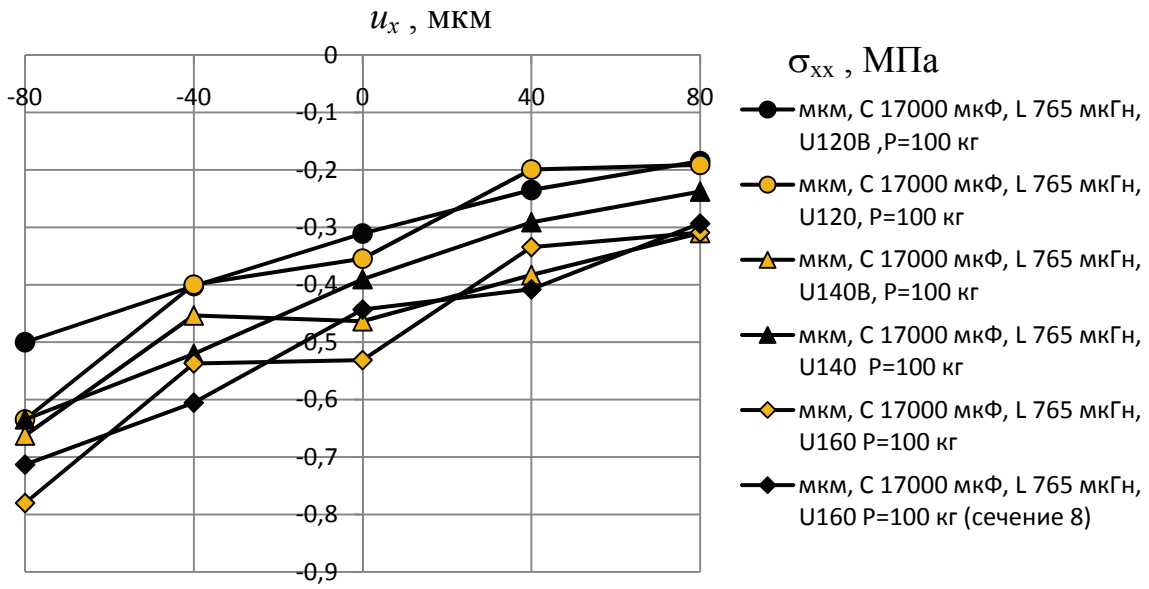


а

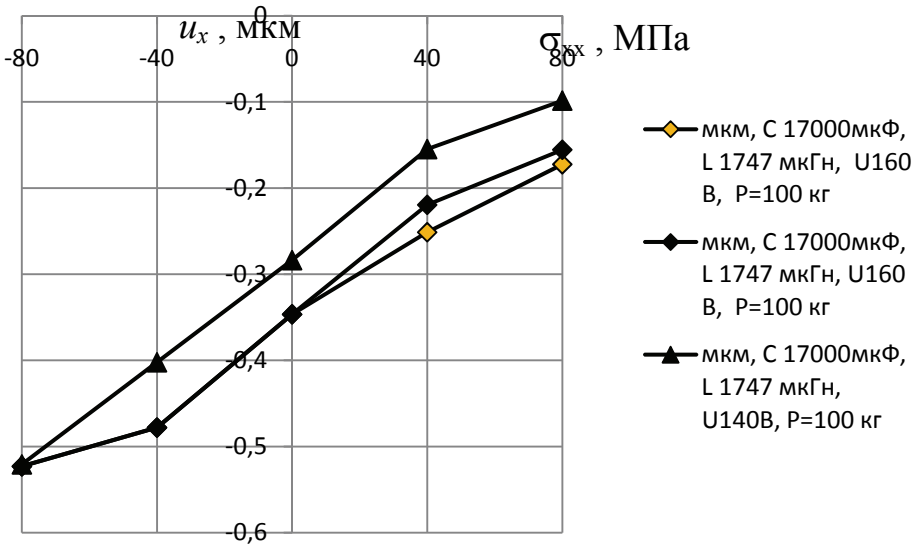


б

Рис. 24. Влияние параметров электродной системы: индуктивности L и зарядного напряжения U_i при постоянной емности C = 10200 мкФ на величины перемещений u_x (мкм) при локальной электроимпульсной обработке в зависимости от величины заданных напряжений σ_{xx}



а



б

Рис. 25. Влияние параметров электродной системы: индуктивности L и зарядного напряжения U_i при постоянной емности С = 17000 мкФ на величины перемещений u_x (мкм) при локальной электроимпульсной обработке в зависимости от величины заданных напряжений σ_{xx}

Выводы

1. Разработан и изготовлен генератор импульсного электрического тока (ИЭТ) нового поколения с управляемыми амплитудно-частотными характеристиками ИЭТ для электродинамической обработки (ЭДО) тонколистовых металлических конструкций, что позволяет расширить возможности электродинамических воздействий за счет управляемой синхронизации динамической и электроимпульсной составляющих ЭДО.

2. Исследовано влияние ЭДО на снижение уровня остаточных напряжений в сварных соединениях из магниевого сплава МЛ10.Установлено, что с помощью ЭДО можно регулировать напряженное состояние сварных соединений из сплава МЛ10, достигая при этом сжимающих напряжений.

3. Показано, что местное пластическое деформирование с применением ЭДО образцов стрингера крыла самолета из алюминиевого сплава Д16 в зоне технологических отверстий повышает сопротивление замедленному разрушению в 1,6-2,5 раза.

4. Для релаксации напряжений на основе применения импульсов тока целесообразно выбирать такие параметры импульсов, которые приводят к возникновению перемещений их поверхности исследуемого образца в окрестности введения импульса, близких к перемещениям при сверления несквозных отверстий диаметром и глубиной 1 мм.

5. Для того, чтобы получить при релаксации напряжений локальными импульсами тока такие величины перемещений исследуемого участка поверхности, целесообразно, чтобы амплитуда силы тока не превышала 700А, а длительность импульса тока была от 1 мс до ≈15 ... 17 мс.

1. *Шаломеев В.А*. Заварка поверхностных дефектов литья из сплава Мл-10 скандиесодержащим материалом/В.А. Шаломеев, Э.И. Цивирко, И.А. Петрик, В.В. Лукинов// Автоматическая сварка,2009, 3, С.34-38.
2. *Лобанов Л.М*. Ремонтная сварка промежуточных корпусов из жаропрочного магниевого сплава МЛ-10 с применением электродинамической обработки/Л.М. Лобанов, Н.А. Пащин, А.В. Черкашин// Автоматическая сварка,2012, 11, С.31-36.
3. *Лобанов Л.М*. Исследование остаточных напряжений в сварных соединениях жаропрочного сплава МЛ10 с применением электродинамической обработки/Л.М.Лобанов, Пащин Н.А., В.В.Савицкий,О.Л. Миходуй//Проблемы прочности.- 6.-2014.- С.33-41.
4. *Заруцкий А.В*. Экспериментальное исследование долговечности образцов с упрочненными отверстиями. Сообщение 2. Программное нагружение/А.В. Заруцкий//Вопросы проектирования и производства конструкций летательных аппаратов : сб. науч. Тр. Нац. Аэрокосм. Ун-та им. Н.Е. Жуковского «ХАИ».-Вып.2(78).-Х.,2014.-С.57-65.
5. *Лобанов Л.М*. Методика определения остаточных напряжений в сварных соединениях и элементах конструкций с использованием электронной спекл- интерферометрии/Л.М. Лобанов, В.А. Пивторак, В.В. Савицкий, Г.И. Ткачук//Автоматическая сварка, 2006.- 1.С.10-13.
6. *Лобанов Л.М*. Влияние электродинамической обработки на напряженное состояние сварных соединений алюминиевого сплава АМг6/Л.М. Лобанов, Н.А. Пащин, В.П. Логинов//Автоматическая сварка, 2007.- 6.-С.11-13.
7. *Гребеников А.Г*. Экспериментальное исследование влияния последовательного применения дорнования и барьерного обжатия на усталостную долговечность стрингеров в зоне отверстия для перетекания топлива/А.Г. Гребеников, Г.А. Кривов, Е.Т. Василевский//Открытые информационные и комппьютерные интегрированные технологии:сб. науч. Тр. Нац. Аэрокосм. Ун-та им. Н.Е. Жуковского «ХАИ».-Вып.43.-Х.,2009.-С.54-64.
8. *Гуща О.И*. Контроль напряжений на основе использования подповерхностных акустических волн /О.И. Гуща,В.Н. Смиленко, В.Н. Кот//Техн. Диагностика и неразрушающий контроль.-2009.- 1.-С.11-13.
9. *Фомичев П.А*. Прогнозирование долговечнсти элементов конструкций с упрочненными отверстиями при регулярном нагружении/П.А. Фомичев, А.В. Заруцкий//Открытые информационные и комппьютерные интегрированные технологии:сб. науч. Тр. Нац. Аэрокосм. Ун-та им. Н.Е. Жуковского «ХАИ».-Вып.64.-Х.,2014.-С.84-93.
10. *Методика* определения остаточных напряжений в сварных соединениях и элементах конструкций с использованием электронной спекл-интерферометрии / Л. М. Лобанов, В. А. Пивторак, В. В. Савицкий, Г. И. Ткачук // Автомат. сварка. – 2006. – 1. – С. 25–30.
11. *Разработка* технологии неразрушающего определения остаточных напряжений в сварных конструкциях на основе использования локального импульса тока и электронной спекл-интерферометрии/ Академик НАН Украины Л.М.Лобанов, к.ф.-м.н. В.А.Пивторак, к.т.н. В.В.Савицкий и др. // Цільова компленксна прграма НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин». Збірник наукових статей за результатами, отриманими в 2010-2012 р.
12. *Использование* локального импульса тока высокой плотности и электронной спекл-интерферометрии для определения остаточных напряжений в узлах и элементах конструкцій/ Лобанов Л. М., Пивторак В. А., Савицкий В. В., Ткачук Г. И.// II Всеукраїнська науково-технічна конференція молодих учених та студентів. Матеріали конференції «Зварювання та споріднені процеси і технології», м. Миколаїв, 4-8 вересня 2012 р., С.134 - 137.
13. *Стали и сплавы*. Марочник. Справ. изд./ В.Г.Сорокин и др.: науч. Ред. В.Г.Сорокин, М.А.Гервасьев.-М. «Интермет инжиниринг» 2001, 608 с.
14. *Тимошенко С.П., Гере Дж*. Механика материалов. Учебник для ВУЗов. 2-е изд.- СПб , Издательство «Лань», 2002, 672 с.
15. *Нові* методи оцінки технічного стану зварних з'єднань , визначення і регулювання залишкових напружень/Л.М.Лобанов, В.А.Півторак, М.О.Пащин та ін.//Цільова компленксна прграма НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин». Збірник наукових статей за результатами, отриманими в 2004-2006 р., с.368 – 373.

ПРОЕКТ 7.4

Розробка нових екологічно безпечних МГД-технологій одержання виливків з високоміцного ливарного алюмінієвого сплаву типу ВАЛ10 з підвищеним рівнем технологічних властивостей

7.4.1. Розробка нових технологічних процесів рафінування, легування, модифікування і електромагнітного розливу високоміцного сплаву типу ВАЛ10 з використанням МГД-обладнання

УДК 669.715:621.746:538.4

РОЗРОБКА НОВІТНІХ МГД-ТЕХНОЛОГІЙ ОДЕРЖАННЯ ЯКІСНИХ ЛИВАРНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ВИСОКОТЕХНОЛОГІЧНИХ ГАЛУЗЕЙ ПРОМИСЛОВОСТІ

В.М. ФІКССЕН, В.І. ДУБОДЄЛОВ, М.С. ГОРЮК, А.В. ЯЩЕНКО
(Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, м. Київ)

Представлені наукові та технологічні результати були одержані в ході виконання проекту Р7.4.1 «Розробка нових технологічних процесів рафінування, легування, модифікування і електромагнітного розливу високоміцного сплаву типу ВАЛ10 з використанням МГД обладнання» комплексного проекту Р7.4 «Розробка нових екологічно безпечних МГД-технологій одержання виливків з високоміцного ливарного алюмінієвого сплаву типу ВАЛ10 з підвищеним рівнем технологічних властивостей» за розділом 7 «Підвищення надійності та подовження ресурсу мостів, будівельних, промислових і транспортних конструкцій» Цільової комплексної програми наукових досліджень НАН України у 2013-2015 рр. «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин («Ресурс»)». Співвиконавцем комплексного проекту Р7.4 є Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України.

Роботи, виконані у ФТІМС НАН України в рамках проекту Р7.4.1, складалися з 3-х частин: - етап 1 (2013 р.) «Технології приготування в МГД-міксері-дозаторі відкоригованого складу алюмінієвого сплаву типу ВАЛ10, дегазації сплаву аргоном та видалення з нього неметалічних включень з фільтруванням через пінокерамічний фільтр на основі нових технологічних схеми обробки і рафінування алюмінієвих розплавів. Механізм диспергування пухирців аргону під дією роздільно керованих швидкості потоку розплаву, електромагнітних факторів та витрати рафінуючого газу»; - етап 2 (2014 р.) «Нова технологічна схема модифікування розплаву при його електромагнітному перемішуванні. Технологія розливу високоміцного алюмінієвого сплаву типу ВАЛ10 в ливарні форми для одержання виливків»; - етап 3 (2015 р.) «Нова комплексна технологія рафінування, легування, модифікування і електромагнітного розливу високоміцного сплаву типу ВАЛ10, яка включає раціональне суміщення окремих технологічних операцій. Технологічні інструкції по розроблених технологіях. Рекомендації по впровадженню у виробництво результатів робіт».

Розвиток машинобудування зумовлює необхідність створення нових і підвищення рівня комплексу механічних, фізичних, технологічних, експлуатаційних, спеціальних та інш. властивостей існуючих матеріалів, зокрема, алюмінієвих сплавів, які широко використовуються в конструкціях сучасних машин і механізмів при виробництві високотехнологічної техніки, передусім, авіакосмічної, автомобільної, транспортної, енергетичної, військової тощо. Тому розробка нових технологій і обладнання, що забезпечать практичну реалізацію вказаних задач, є актуальним та перспективним напрямком розвитку науки, техніки і промислового виробництва.

Одне з чільних місць серед зазначених функціональних матеріалів посідають високоміцні ливарні алюмінієві сплави, зокрема, найбільш поширений сплав системи Al-Cu ВАЛ10 (АМ4,5Кд за ГОСТ 1583–93). Взагалі, принципові особливості ливарних алюмінієвих сплавів в порівнянні з деформівними полягають в унікальному поєднанні їх фізичних (відносно низька густина), механічних (висока міцність) і

© В.М. ФІКССЕН, В.І. ДУБОДЄЛОВ, М.С. ГОРЮК, А.В. ЯЩЕНКО, 2015

технологічних (наприклад, порівняно невисока температура приготування та розливання) характеристик, перевазі за експлуатаційними температурно-часовими параметрами (зокрема, по жароміцності і циклічній міцності), а також у можливості одержання з них ливарними способами деталей складної конфігурації [1]. При цьому, останнім часом, на тлі постійно зростаючих вимог до якості та властивостей таких функціональних матеріалів і виробів з них, загострюються питання екологічної безпеки та здешевлення випуску продукції. Крім того, у зв'язку з розширенням номенклатури виробів, ускладненням їх конструкції необхідно забезпечувати високий рівень ряду ливарних властивостей – рідкотекучості, гарячоламкості, герметичності тощо.

Сплав ВАЛ10 широко застосовується при виготовленні високотехнологічної техніки, де найчастіше потрібно поєднати можливість одержання великогабаритної деталі з можливістю її тривалої безаварійної експлуатації в умовах корозійних середовищ при підвищених статичних і ударних навантаженнях, в т. ч. знакозмінних, за температур до 300 °С. Так, в авіаційній техніці з цього сплаву виготовляють деталі фюзеляжу, крила, кабіни, системи управління. Загалом у середньому в літаку наявні до 300 кг деталей зі сплаву ВАЛ10, а у великих літаках їхня сукупна маса може сягати 2000 кг.

Основним легуючим елементом сплаву ВАЛ10 є мідь, яка утворює з алюмінієм зміцнюючу фазу $CuAl_2$. Слід зазначити, що надмірно високий вміст міді (більше 5,5 % мас.) небажаний, оскільки надлишкове виділення фази $CuAl_2$ збільшує крихкість сплаву при температурі 20 °С, а при підвищених температурах, через розвиток дифузійної пластичності [1], різко знижує його жароміцність. З іншого боку, зменшення вмісту міді в сплаві нижче 4 % мас. призводить до зниження його міцності при 20 °С [1].

Одним з найважливіших компонентів сплавів типу ВАЛ10 є кадмій. Механізм його дії в даному випадку такий: через значну різницю в атомних радіусах Al та Cd (відповідно 0,143 нм і 0,152 нм), в процесі розчинення Cd у Al істотно змінюється (деформується) кристалічна решітка. Наявність Cd забезпечує зменшення міжфазного натягу та сприяє утворенню зародків. При цьому більш інтенсивно розпадається твердий розчин, зростає об’ємна частка і щільність виділення зміцнюючої фази, та, природно, відбувається зміцнення сплаву [1, 2].

Однак поряд з перевагами, такий сплав має суттєві вади. Зокрема, це його схильність утворення гарячих тріщин при кристалізації, а також наявність у його складі кадмію, який, позитивно впливаючи на структуру і властивості матеріалу, негативно позначається на здоров’я людей і екології внаслідок високої токсичності. Він є одним з найбільш токсичних важких металів та відноситься до другого класу небезпеки («високонебезпечні речовини») [3]. Кадмій – канцероген і кумулятивна отрута, що накопичується в організмі в клітинах, що швидко розмножуються (наприклад, в пухлинних або статевих). Сполуки кадмію отруйні, зокрема, через його здатність пов’язувати сірковмісні ферменти та амінокислоти, особливо небезпечно вдихання парів його оксиду. Розчинні сполуки кадмію після всмоктування в кров людини вражають її центральну нервову систему, печінку і нирки, порушують фосфорно-кальцієвий обмін. Кадмій також з’єднується з цитоплазматичним та ядерним матеріалом клітин і пошкоджує їх, змінюючи активність багатьох гормонів. Хронічне отруєння кадмієм призводить до анемії і руйнування кісток [3].

За кордоном застосування кадмію заборонено, а для поліпшення властивостей подібних сплавів (А201, США) використовують срібло, яке діє аналогічним кадмію чином, тобто при розчиненні істотно деформує кристалічну решітку твердого розчину та сприяє виділенню пластинчастої метастабільної високоміцної дисперсної фази [4].

Однак ефект від дії срібла більш слабкий, ніж при застосуванні кадмію, тому вміст срібла слід доводити до рівня 0,70 % мас., тоді як кадмію у сплаві ВАЛ10 міститься не більше 0,25 % мас.

Також використання срібла істотно здорожує вартість сплаву – так, за даними вітчизняних і зарубіжних виробників та постачальників лігатур для приготування алюмінієвих сплавів [5, 6], при загальній вартості сплаву типу ВАЛ10 на рівні близько 3700 дол. США за 1 т, вартість лігатури Al-Ag (2 % Ag) становить близько 90 євро/кг, що приблизно в 7-8 разів дорожче вартості лігатури Al-Cd (2 % Cd).

Крім того, як показав досвід американських ливарних компаній [7, 8], що виконували дослідницький проект на замовлення корпорації «Boeing», стосовно до сплаву А201 і виготовлення з нього деяких деталей літака, срібло, забезпечуючи високі показники механічних та/або експлуатаційних характеристик, одночасно зумовлює суттєве зниження ливарних і технологічних властивостей, що, крім високої вартості самого легуючого компонента, додатково значно ускладнює технологію одержання сплаву та

виготовлення литих виробів з нього. З цієї причини, часто стає економічно більш доцільним використовувати в ряді випадків більш дешеві і прості у одержанні та литті з них виробів марки ливарних алюмінієвих сплавів із задовільними механічними та експлуатаційними характеристиками, і при цьому з хорошим комплексом ливарних та технологічних властивостей [7, 8].

Тому останніми роками багато вітчизняних і зарубіжних дослідників та виробничників ведуть роботи по заміні шкідливих і дорогих за вартістю компонентів у високоміцних ливарних алюмінієвих сплавах.

В представленій роботі проводилося поетапне комплексне дослідження та вирішення наступних науково-технологічних задач: 1) одержання базового експериментального сплаву типу ВАЛ10, який за хімічним складом відповідає ГОСТ 1583-93, однак не містить кадмію, з використанням оригінального вітчизняного МГД-обладнання і застосуванням новітніх технологій електрофізичної та рафінуючої обробки розплаву, дослідження його структури і основних механічних властивостей; 2) вибір та обґрунтування компонентів для легування і модифікування базового експериментального сплаву типу ВАЛ10, розробка технологій одержання відповідних лігатур, у т. ч. з використанням МГД-обладнання; 3) одержання на базі експериментального сплаву типу ВАЛ10 гами дослідних сплавів з різними компонентами, дослідження структури одержаних сплавів та їх основних механічних властивостей; 4) відпрацювання режимів і визначення раціональних параметрів процесу, дослідження ливарних та технологічних властивостей експериментального сплаву типу ВАЛ10; 5) одержання експериментальних виливків, дослідження їх якості, розробка технологічних рекомендацій і інструкцій щодо одержання якісних алюмінієвих сплавів, що не містять шкідливих та дорогих за вартістю компонентів, і литих виробів з них з застосуванням МГД-обладнання.

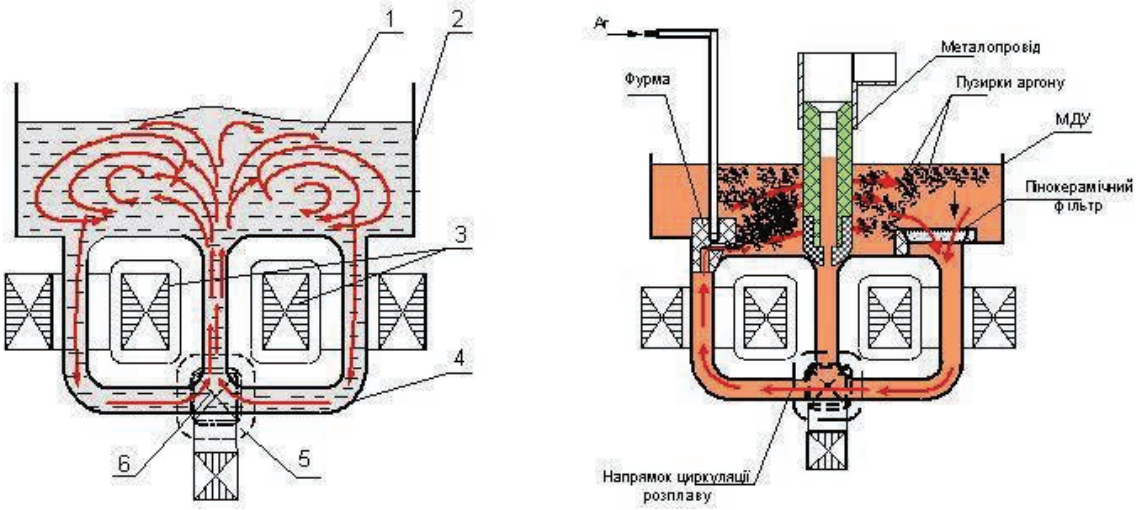
Слід також зазначити, що показники ресурсу роботи алюмінієвих сплавів та виробів з них залежать не лише від їх хімічного складу, проведеної легуючої та модифікуючої обробки, а й значною мірою від чистоти сплавів від водню і неметалевих включень. Тому рафінування розплавів від таких шкідливих домішок є першочерговим завданням при розробці технологій одержання високоякісних сплавів.

В магнітодинамічній установці МДН-6А був приготований базовий експериментальний сплав типу ВАЛ10 наступного хімічного складу, % мас.: Cu – 4,60-4,65; Mn – 0,40-0,43; Ti – 0,14-0,19; Fe – 0,05-0,06; Si – 0,17-0,18; Zn – 0,002; Ni – 0,004; Mg – 0,01 (для порівняння – хімічний склад сплаву АМ4,5Кд (ВАЛ10) за ГОСТ 1583-93, % мас.: Cu – 4,5-5,1; Mn – 0,35-0,80; Ti – 0,15-0,35; Cd – 0,07-0,25; ≤0,10 Fe; ≤0,05 Mg; ≤0,10 Zn; ≤0,15 Zr; ≤0,20 Si). Як видно, межі вмісту комплексу легуючих елементів експериментального сплаву спочатку витримувалися близькими до їх нижньої границі за ГОСТ. Це було здійснено свідомо, для забезпечення чистоти експерименту та встановлення ефекту обробки розплаву у дослідному МГД-обладнанні.

Були розроблені дві принципово нові технологічні схеми обробки алюмінієвого розплаву у дослідній магнітодинамічній установці МДН-6А (рис. 1). Перший вид обробки – МГД-комплексна термосилова – реалізується виключно за рахунок фізичних факторів, другий (комплексна рафінуюча) – за рахунок використання рафінуючих середовищ та технологічної оснастки.

Особливістю магнітодинамічного устаткування, зокрема, магнітодинамічної установки (МДУ) МДН-6А, призначеної для приготування, обробки і розливання алюмінієвих сплавів, є об'єднання в одному агрегаті двох взаємопов'язаних між собою конструктивних і функціональних вузлів – магнітодинамічної одиниці і тигля (рис. 1, а). При цьому в рідкому металі в Ш-подібному каналі 4 при включенні індукторів 3 генерується змінний електричний струм (густина до $20 \cdot 10^6$ А/м^2); в робочій зоні 6, за допомогою електромагніту 5, створюються змінне магнітне поле (до 0,3 Тл) і об'ємна електромагнітна сила (до $60 \cdot 10^5$ Н/м^3), що переміщує металевий розплав у вигляді затопленого струменя по каналу до тигля 2 із рідким металом. За відсутності транзитної течії рідкого металу в робочій зоні створюється електромагнітний тиск. В каналах і їх устях при роботі МДУ спостерігається вихоровий рух металевого розплаву, обумовлений МГД-ефектами. Вихори, що виникають в робочій зоні під дією МГД-ефектів, мають швидкості ~1,7-2,5 м/с. Час перебування металу в робочій зоні незначний (0,1-1,0 с), проте завдяки багаторазовому проходженню розплаву через неї, вказані чинники істотно впливають на фізико-хімічні процеси, які відбуваються в рідкому металі, а також на його структуру та властивості. Рух розплаву у ванні МДУ обумовлений переважно дією чисто гідродинамічних ефектів. Основний з них пов'язаний із

створенням в робочій зоні під дією електромагнітної сили затопленого струменя рідкого металу, що витікає з каналу у ванну. При цьому максимальний тиск, що розвивається установкою (до $3 \cdot 10^5$ Па), і швидкість затопленого струменя, що викликає перемішування рідкометалевої ванни (до 0,5 м/с), досягається в режимі «нагнітання», коли рідкий метал під дією електромагнітної сили переміщується з робочої зони по центральному каналу в тигель МДУ. При цьому затоплений струмінь викликає утворення в рідкометалевій ванні потужних тороподібних вихорів. Основні гідравлічні параметри цього режиму (лінійна швидкість потоків, швидкість вихорів і, відповідно, значення критерію Рейнольдса – $Re > 10^4$) повністю відповідають умовам турбулізації рідкометалевої ванни. Це підтверджується результатами фізичного моделювання структури потоків та наявністю турбулентних пульсацій швидкості в розплаві, що перемішується.



а *б*

Рис. 1. Розроблені принципові схеми магнітогідродинамічної (*а*) та рафінуючої (*б*) обробки рідких алюмінієвих сплавів у магнітодинамічній установці МДН-6А: 1 – розплавлений метал; 2 – тигель; 3 – індуктори; 4 – Ш-подібний канал; 5 – електромагніт; 6 – робоча зона

Таким чином, в кожній з двох вищезгаданих зон металевий розплав поряд з індукційним нагрівом послідовно і багато разів за час перебування в МДУ піддається силовим діям, які, відповідно до теорії рідкого стану металевих розплавів, призводять до диспергування в них областей мікронеоднорідностей та відповідно до подрібнення структурних складових сплавів. За наявними даними, одержаними попередньо на до- і заевтектичних силумінах, така МГД-обробка забезпечує суттєве зростання передусім пластичних властивостей сплавів – до 2-4 разів порівняно з вимогами стандартів, у т. ч. міжнародних, для алюмінієвих сплавів, одержаних традиційними технологіями плавлення, обробки та розливання [9]. Додатково, для посилення ефекту обробки, у деяких експериментах було застосовано розроблений у ФТІМС НАН України електромагнітний перемішувач пульсуючого магнітного поля (ЕМП-ПМП) [10].

Друга розроблена технологічна схема ґрунтувалася на необхідності забезпечення глибокої чистоти високоякісних сплавів для відповідального лиття від водню та неметалевих включень (рис. 1, б) [11]. Розроблена схема передбачала поєднання продувки алюмінієвого розплаву аргоном у магнітодинамічній установці та одночасне багаторазове прокачування струмонесучого рідкого металу через пінокерамічний фільтр. При відпрацювання технологічних режимів були визначені раціональні теплові, часові, гідродинамічні, електричні і електромагнітні параметри, виготовлена відповідна оснастка – фурма, фільтраційний блок тощо.

Як наслідок, при рафінуванні аргоном була підвищена ефективність диспергування аргону в порівнянні з існуючими методами, наприклад, із застосуванням імпеллера. Переважна більшість одержаних пузирків мала діаметр близько 1 мм. Це сприяло зниженню швидкості їх спливання та підвищенню здатності видаляти водень і дрібні неметалічні включення. Як наслідок, в вміст водню в оброблюваному сплаві було знижено до рівня 0,05 $см^3$/100 г сплаву, що відповідає показникам, які можуть

бути досягнуті лише при вакуумуванні (що додатково потребує герметизації обладнання та спричинює суттєве падіння температури розплаву). Крім того, витрата аргону скорочується у 1,5-2 рази порівняно з іншими технологіями продувки за інших рівних умов [12].

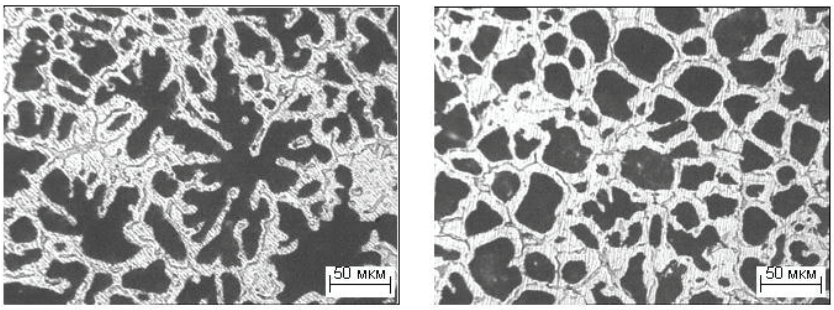
Щодо рафінування фільтруванням, то завдяки пропусканню електричного струму через розплав, у порах пінокерамічного фільтру виникають мікроциркуляційні потоки, збільшується адгезійна здатність фільтру щодо неметалевих включень у рідкому металі. Завдяки цьому вдалося забезпечити видалення до 80 % неметалевих включень з експериментального сплаву.

З одержаного сплаву в чавунний кокіль відливали зразки для механічних випробувань і металографічних досліджень. Зразки мали вигляд стрижнів довжиною 230 мм і діаметрами 20 і 25 мм. Швидкість охолодження розплаву що кристалізується складала не більше 102 °С/с.

Проведені випробування отриманих зразків експериментального сплаву. Через те, що через відсутність в експериментальному сплаві кадмію його фазовий склад дещо змінився, фахівцями ІМФ ім. Г.В. Курдюмова НАН України були розроблені спеціальні режими термообробки, близькі до виду Т6 (гартування і штучне старіння). Дослідження показали наступні значення основних механічних властивостей експериментального сплаву: тимчасовий опір розриву – 400 МПа, межа плинності – 270 МПа, відносне видовження – 10,5 %.

Було проведено порівняння отриманих результатів з показниками існуючих промислових сплавів-аналогів для таких же умов отримання зразків – лиття в кокіль і термообробка Т6, яке показало наступне: згідно ГОСТ 1583-93, ці характеристики для сплаву АМ4,5Кд (ВАЛ10) (містить 0,07-0,25 % мас. Cd) становлять відповідно 490 МПа, 390 МПа і 4 %; за міжнародними стандартами – для сплавів типу А201 (США), що містять 0,70 % мас. Ag, – відповідно 448 МПа, 379 і 8 %, для сплаву АС1В (Японія), що не містить ні Cd, ні Ag, – відповідно тимчасовий опір розриву 304 МПа і відносне видовження 3 %, для сплаву A-U5GT (Франція), також що не містить ні Cd, ні Ag, – відповідно тимчасовий опір розриву 340-360 МПа і відносне видовження 8-11 % [13].

Металографічні дослідження експериментального сплаву типу ВАЛ10 після обробки в МДУ показали ефективну модифікуючу дію на його литу структуру (рис. 2). Так, за відсутності обробки сплав має дендритну структуру (рис. 2, а). Після обробки дендрити набувають глобуляризованого вигляду (рис. 2, б). Незвична темне забарвлення дендритів α-твердого розчину на мікрофотографіях викликана особливим типом травника, при застосуванні якого більш чітко видна структура. За межами глобуляризованих дендритів були включення фази $CuAl_2$ і області поширення евтектики, що складаються з почергових пластин міді та алюмінію, які несприятливо впливають на міцнісні характеристики. У процесі термообробки зазначені утворення перейшли в пересичений твердий розчин.



а *б*

Рис. 2. Вплив комплексної обробки експериментального сплаву типу ВАЛ10 в МДУ на його мікроструктуру в литому стані: *а* - без зовнішнього впливу; *б* - в умовах обробки в МДУ, у т. ч. з використанням ЕМП-ПМП

Таким чином, було доведено, що комплексна обробка у МГД-обладнанні рідкого експериментального алюмінієвого сплаву типу ВАЛ10, що не містить кадмію та мікролегуючих і модифікуючих добавок, створила необхідні передумови для досягнення ним механічних властивостей на рівні вимог стандартів, у т. ч. міжнародних.

На основі одержаних даних були сформульовані принципи подальших досліджень. Так, приготування гами експериментальних сплавів було запропоновано здійснити двома шляхами – за рахунок підвищення вмісту основних компонентів (міді та марганцю) до верхніх меж, передбачених ГОСТ, а також

за рахунок введення інших елементів. В якості основних добавок було запропоновано цирконій та олово. Застосування цих елементів зумовлено наступними причинами.

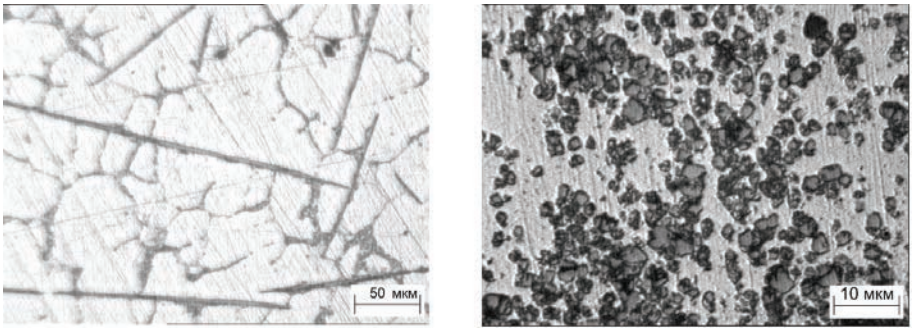
Цирконій здатний виконувати функцію як мікролегуючої (у складі твердого розчину), так і модифікуючої (у складі інтерметаліду Al_3Zr) добавки, покликаної забезпечити зростання насамперед пластичних властивостей сплаву [14]. Введення цирконію було обмежено його залишковим вмістом у сплаві до 0,15 % мас.

Добавка олова за характером впливу на структуру високоміцних ливарних сплавів системи Al-Si-Cu-Mg аналогічна дії кадмію в системі Al-Cu (дещо слабше, але при цьому без шкоди для здоров'я людини та екології [15]), сприяє виділенню в структурі сплаву під час його штучного старіння зміцнюючих фаз. Вміст Sn в експериментальних сплавах не перевищував 0,20 % мас.

Крім того, в одному з експериментальних сплавів як добавки використовували скандій в кількості до 0,30 % мас. При цьому виходили з того, що виділення дисперсних частинок інтерметаліду Al_3Sc, що відбувається при розпаді твердого розчину в процесі термообробки, є ефективним модифікатором литої структури [1].

Для забезпечення високої ефективності процесів легування та модифікування сплавів слід дотримуватися певних умов. Відомо, що макро- і мікроструктура сплавів сильно залежить від мікроструктури лігатур-модифікаторів. Лігатура Al-Zr, використовувана, наприклад, для модифікування високоміцних ливарних алюмінієвих сплавів системи Al-Cu, повинна містити в собі цирконій у вигляді дисперсних інтерметалідів, які в звичайних умовах плавки і кристалізації набувають голчастої форми і довжини в десятки мікрометрів. У такому вигляді вони не чинять ефективного модифікування. Частинки інтерметалідів Al_3Zr голчастої форми і довжиною менше 1 мкм теж є хорошими модифікаторами, однак отримати їх у сплаві в даний час є дуже складним.

Для вирішення поставленого завдання було розроблено технологію одержання лігатури Al-5 % мас. Zr. Для цього у вихідний розплав алюмінію марки А97 за температури до 800 °С занурювали лігатуру, яка містить 85 % цирконію і 15 % алюмінію, після чого вмикали електромагнітний перемішувач (ЕМП-ПМП). Подальші металографічні дослідження, проведені із залученням фахівців ІМФ ім. Г.В. Курдюмова НАН України, показали наступне. У одержаній лігатурі (рис. 3, б) міститься близько 5 % мас. Zr, який входить до складу інтерметалідів Al_3Zr, що мають компактну форму і розміри переважно не більше 5 мкм. Включення інтерметалідів рівномірно розподілені за об'ємом зразка. Їх зовнішній вигляд відповідає інтерметаліду $AlZr_3$, однак рентгеноструктурний фазовий аналіз показав, що насправді це інтерметаліди Al_3Zr, який в звичайних умовах кристалізується у формі голок довжиною до 150 мкм (рис. 3, а) [13].



а *б*

Рис. 3. Вплив фізичного модифікування на форму інтерметалідів Al_3Zr в лігатурі Al-5 % мас. Zr: а - без зовнішнього впливу; б - в умовах МГД-обробки з використанням ЕМП-ПМП

Лігатуру Al-Mn, яка також була використана при подальших експериментальних дослідженнях, було одержано в магнітодинамічній установці при створенні інтенсивної вимушеної конвекції.

Отже, з використанням розроблених технологій комплексної електрофізичної, рафінуючої обробки та застосуванням одержаних лігатур, була приготована гама експериментальних сплавів різного хімічного складу (9 сплавів) (табл. 1), досліджено їх структуру, різноманітні властивості, проведено порівняльний аналіз з існуючими аналогами та стандартами [16].

Таблиця 1. Склади (% мас.) та основні механічні властивості експериментальних сплавів типу ВАЛ10, що не містять кадмію

Сплав	Cu	Mn	Ti	Zr	Sc	Sn	Тимчасовий опір розриву, МПа	Межа плинності, МПа	Відносне видовження, %
1	4,63	0,42	0,19	–	–	–	400	270	10,5
2	4,63	0,42	0,19	0,15	–	–	415	270	13
3	4,63	0,42	0,19	0,15	0,30	–	374	340	6,5
4	4,63	0,42	0,19	0,15	–	0,10	–	–	–
5	4,63	0,42	0,19	0,15	–	0,20	463	401	5,5
6	5,10	0,42	0,19	–	–	–	–	–	–
7	5,10	0,42	0,19	0,15	–	–	–	–	–
8	5,10	0,60	0,19	0,15	–	–	416	293	10
9	5,10	0,60	0,19	0,15	–	0,20	480	404	4,0

Зазначалося (див. рис. 2), що у вихідному базовому сплаві 1 після комплексної обробки розплаву спостерігалася глобулярна структура. Після введення в цей сплав Zr (сплав 2) посилилася дендритизація структури, і вона перетворилася в глобулярно-дендритну. При збільшенні вмісту Cu (сплав 6) глобулярна структура збереглася, проте розмір осередків зменшився майже вдвічі. При введенні Zr (сплав 7) збереглася глобулярна структура, спостерігалися неоднорідності, пов'язані з виділенням пластинчастих частинок рівноважної фази Al_3Zr, навколо яких відбувалося подрібнення комірчастої структури. Спільною відмітною особливістю структури розглянутих експериментальних сплавів був підвищений вміст зміцнюючої фази в α-твердому розчині.

У той же час, було встановлено, що для базового експериментального сплаву 1 кращими антирекристалізаторами є Sc і Zr в сплавах 2 і 3. Використання таких перехідних металів дозволило формувати найбільш дрібне зерно (сплав 3), проте це супроводжувалося великим ступенем різнозеренності: мінімальний розмір ~10 мкм, максимальний ~30 мкм. При легуванні тільки Zr (сплав 2) структура зерен була більш однорідною, але середній розмір її зерна істотно більше – до ~40 мкм. Введення олова змінило характер ліквації в литому сплаві. Різко зменшилася площа областей з пониженим вмістом Cu, що є свідченням скорочення температурного інтервалу кристалізації та, як наслідок, підвищення опору сплаву до утворення гарячих тріщин. Це підтвердилося при подальших дослідженнях ливарних і технологічних властивостей експериментальних сплавів.

Таблиця 2. Основні механічні властивості стандартизованих сплавів типу ВАЛ10 та експериментальних сплавів (див. табл. 1) [1, 13, 17, 18]

Сплави, країни	Спосіб лиття	Вид термообробки	Тимчасовий опір розриву, МПа	Межа плинності, МПа	Відносне видовження, %
АМ4,5Кд (ВАЛ10) (ГОСТ 1583-93, колишній СРСР)	Кокіль	Т6	490	390	4,0
201.0; CO51A; 382 (США)			448	379	8,0
AC1B (Японія)			304	-	3,0
A-U5GT (Франція)			340-360	-	8,0-11,0
Сплав 1			400	270	10,5
Сплав 2			415	270	14
Сплав 5			463	401	5,5
Сплав 9			480	404	4,0

На всіх етапах приготування експериментального сплаву 5 відбирали проби до відповідної оснастки для оцінки основних ливарних і технологічних властивостей (рис. 4, табл. 3, 4).

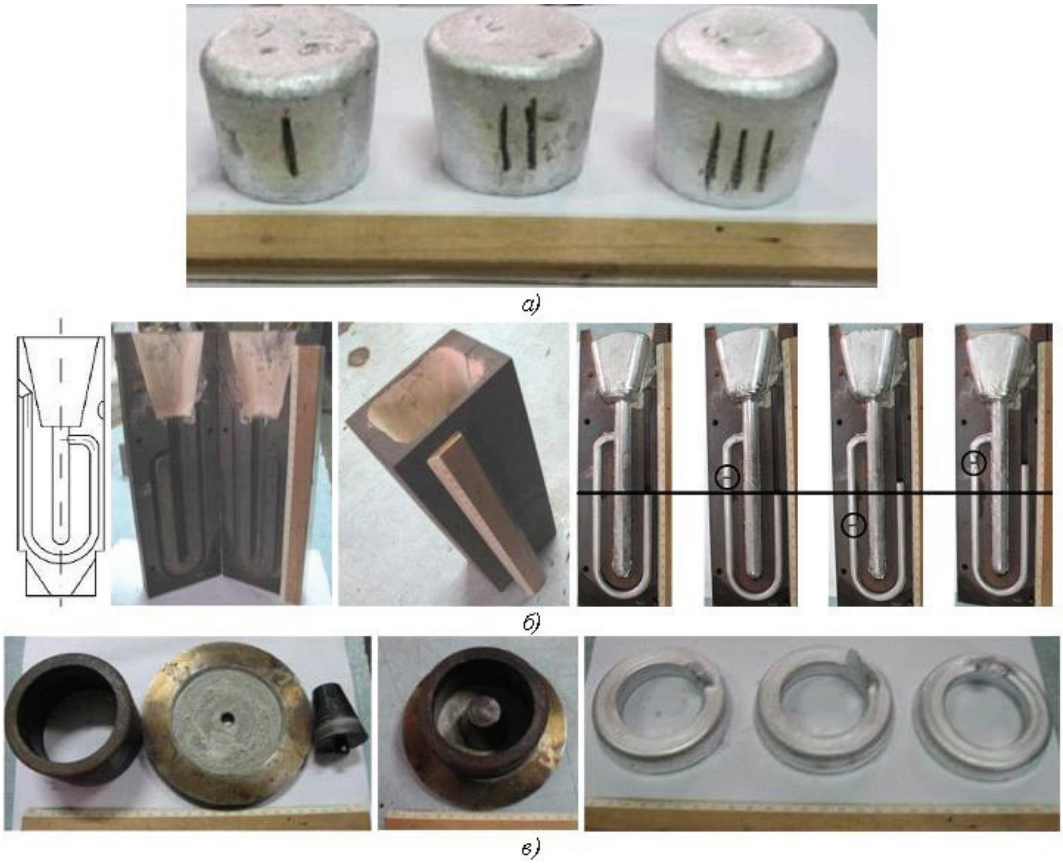


Рис. 4. Вакуум-проби (*а*), ескіз, оснастка та власне проба Нехендзі для дослідження рідкотекучості (*б*), оснастка та власне проби для дослідження гарячоламкості (*в*) експериментальних сплавів

Таблиця 3. Густина та рідкотекучість експериментальних сплавів

Експериментальний сплав	Рідкотекучість, мм	Густина, кг/м^3
1	286	2656
5 (після легування)	287	2691
5 (після МГД-обробки)	299	2693
5 (після МГД та рафінуючої обробки)	316	2750

Таблиця 4. Порівняння основних ливарних та технологічних властивостей стандартизованого та експериментального сплавів

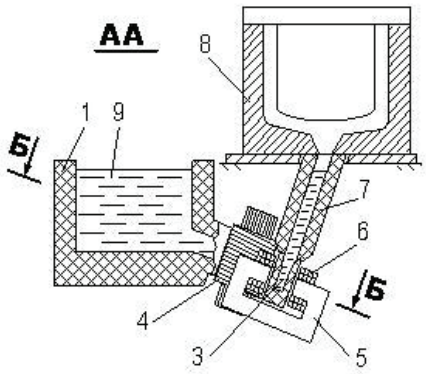
Сплав	Густина, кг/м^3	Інтервал кристалізації, °С	Рідкотекучість при 700 °С, мм	Гарячоламкість (ширина кільця), мм
АМ4,5Кд (ВАЛ10) за ГОСТ 1583-93	2800-2810	650…548	245	27,5
Сплав 5	2750	642…551	316	28

Очевидно, що завдяки розробленим МГД-технологіям та обладнанню і реалізованим з їх допомогою комплексним впливам, в експериментальних високоміцних ливарних алюмінієвих сплавах типу ВАЛ10 [19], що не містять шкідливих та дорогих за вартістю компонентів, був забезпечений необхідний рівень основних механічних, ливарних та технологічних властивостей, відповідний вимогам вітчизняних і зарубіжних стандартів. Це створює необхідні передумови для підвищення ресурсу експлуатації таких матеріалів, а також свідчить про можливість одержання відповідальних виробів з них для високотехнологічної техніки методами лиття. Більше того, завдяки різним схемам легування експериментальних сплавів (див. табл. 1), можна вибирати сплав залежно від конкретної функціональної області застосування і потрібних при цьому ключових характеристик – міцність, пластичність, їх поєднання тощо.

Заключний етап досліджень за проектом проводився в рамках договору про науково-технічну співпрацю між ФТІМС НАН України та ДП «Антонов». Роботи полягали у відпрацюванні процесу

одержання конкретних виливків з використанням розроблених наукових засад, технічних рішень і технологічних прийомів.

Обрано технологічну схему лиття під електромагнітним тиском, як найбільш прогресивну (рис. 5). Така технологія дозволяє отримувати високоякісні виливки при коефіцієнті використання рідкого металу 80 - 95 % в залежності від особливостей їх конфігурації. Було обрано відповідальній авіаційний виливок (рис. 5). Технологія включала плавлення алюмінієвого сплаву в тигельній печі опору, перелив в магнітодинамічна установку, рафінування і модифікування в ній і заливку в ливарну форму по металопроводу. Даний спосіб лиття забезпечує регульовану подачу розплаву знизу, що дає можливість реалізувати найбільш раціональний режим течії розплаву в порожнині ливарної форми без захвату повітря з запобіганням недоливів та гідравлічного удару. Після заповнення форми електромагнітний тиск підвищують і витримують виливок до повного твердненння, після чого знижують тиск і рівень розплаву опускається до початкового. Фактично розплав в металопроводі виконує роль рідкого надливу, який повертається в рідкометалеву ванну. При традиційному литті надлив твердне, і його потім його відрізають і знову переплавляють.



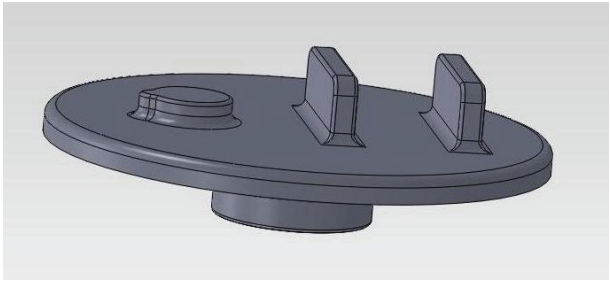


Рис. 5. Технологічна схема лиття під електромагнітним тиском на базі магнітодинамічної установки і виливок авіаційної деталі (справа), отриманий цим методом: 1 – тигель; 2 – канал; 3 – робоча зона; 4 –індуктори; 5 –електромагніт; 6 – котушки електромагніту; 7 – металопровід; 8 – ливарна форма; 9 – рідкий сплав

Таким чином, обрана технологія лиття забезпечує високу якість рідкого металу і виливка, а також гарантує високі економічні показники процесу виготовлення виливків.

1. *Машиностроение*: Энциклопедия в 40 т. / Ред. совет: К. В. Фролов (пред.) и др. – Т. II-3: Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы / Под общ. ред. И.Н. Фридляндера. – М.: Машиностроение, 2001. – 880 с., ил.
2. *Мальцев М.В*. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1970. – 368 с.
3. *Химическая* энциклопедия: в 5-ти т. / Редколл.: Кнунянц И. Л. (гл. ред.). – М.: Советская энциклопедия, 1990. – Т. 2. – С. 280. – 671 с.
4. *Алюминий*. Свойства и физическое металловедение: Справочник / Ред. Дж. Хэтч. – М.: Металлургия, 1989. – 424 с.
5. *Сайт* компании «KBM Affilips» (Нидерланды – Бельгия) http://www.kbmaffilips.com .
6. *Сайт* компании «Союз-Литье» (Украина) http://www.lityo.com.ua .
7. *http*://www.afsinc.org – веб-сайт американского литейного общества (American Foundry Society).
8. *http*://www.hitchcock-ind.com – веб-сайт компании Hitchcock Industries, Inc. (США).
9. *Improving* of Al-Si alloys by their combined MHD and thermo-forced processing in liquid and solid states / V. Dubodelov, V. Fikssen, M. Slazhniev, M. Goryuk, Yu. Skorobagatko, A. Berezina, T. Monastyrska, O. Davydenko, and V. Spuskanyuk // Magnetohydrodynamics. – 2012. – Vol. 48, No. 2. – P. 379-386.
10. *Фикссен В.Н*. Пульсирующее магнитное поле как эффективное средство физического модифицирования алюминиевых сплавов // Материалы IV Международной научно-практической конференции «Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве», Украина, г. Краматорск, 30 сентября – 4 октября 2013 г. – С. 228-229.
11. *Фикссен В.Н*. Приготовление, рафинирование и заливка алюминиевых сплавов под действием электромагнитных сил // Металлургия машиностроения. – 2012. – 6. – С. 24-28.
12. *Фикссен В.Н., Ященко А.В*. Дегазация алюминиевых сплавов продувкой аргона в магнитодинамической установке // Процессы литья. – 2013. – 4. – С. 18-22.
13. *Дубоделов В.И., Фикссен В.Н., Ященко А.В., Слажнев Н.А., Скоробагатько Ю.П., Горюк М.С*. Роль электромагнитных воздействий в процессах получения сплава типа ВАЛ10, не содержащего кадмий. Сообщение 1 // Процессы литья. – 2013. – 6. – С. 48-55.
14. *Аристова Н.А., Колобнев И.Ф*. Термическая обработка литейных алюминиевых сплавов.: М. – Металлургия, 1977. – 144 с.

15. *Li Runxia, Chen Yujin, Yuan Xiaoguang, Qu Yingdong and Li Rongde*. Effects of Cd and Sn on double-peak age-hardening behaviors of Al-Si-Cu-Mg cast alloys // China Foundry. – Vol. 7 (February 2010). – No. 1. – P. 1-5.
16. *Влияние* легирования и МГД-обработки расплава на структуру и свойства высокопрочных алюминиевых литейных сплавов типа ВАЛ10. Сообщение 2 / В.И. Дубоделов, В.Н. Фикссен, А.Л. Березина, М.С. Горюк, Т.А. Монастырская, А.В. Ященко, Н.А. Слажнев, Ю.П. Скоробагатько, А.В. Катко. // Процессы литья. – 2014. – 4 (106). – С. 62-72.
17. *ГОСТ 1583-93*. Сплавы алюминиевые литейные. Технические условия.
18. *Чернышов Е.А*. Литейные сплавы и их зарубежные аналоги. – М.: Машиностроение, 2006. – 336 с.
19. *Заявка* на винахід а201501038 от 10.02.2015 р. Високоміцний нетоксичний ливарний алюмінієвий сплав. // А.Л. Березіна, Т.А. Монастирська, В.М. Фікссен, О.А. Молебний, С.С. Поліщук // (ІМФ ФТІМС НАН України, ФТІМС НАН України).

7.4.2. Визначення раціонального складу сплаву, комплексна оцінка структури та властивостей сплаву і якості литих заготовок, відпрацювання їх термообробки

ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ДОБАВОК ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ И МАГНИТОГИДРОДИНАМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ВАЛ10

А.Л. БЕРЕЗИНА[1], Т.А. МОНАСТЫРСКАЯ[1], В.Н. ФИКССЕН[2], О.А. МОЛЕБНЫЙ[1], С.С. ПОЛИЩУК[1]
([1]Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев,
[2]Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев)

Введение. Для современного машиностроения большой интерес представляют высокопрочные литейные алюминиевые сплавы со свойствами, идентичными свойствам деформируемых сплавов. Основным преимуществом литейных сплавов по сравнению с деформируемыми является возможность получения деталей сложной формы с высокой степенью изотропности свойств материала при меньших затратах труда на их изготовление и обработку.

К таким сплавам относятся сплавы на основе системы Al-Cu, широко используемые в отечественной и мировой практике самолетостроения: сплав марки 201 (на основе Al-Cu-Mg-Ag, производитель - США) и сплавы ВАЛ-10 и ВАЛ-14 (на основе Al-Cu-Mn, Россия и страны СНГ) [1]. Конкурентоспособность этих материалов во многом определяется более благоприятным сочетанием их литейных и эксплуатационных свойств по сравнению с более высокопрочными сплавами на основе Al-Zn-Mg (Aircast 67 (США) и ВАЛ12 (Россия)).

Все эти алюминиевые сплавы являются дисперсионно твердеющими, кристаллизуются по типу твердого раствора, в определенном температурном интервале и, соответственно, имеют пониженные литейные свойства, такие как герметичность, жидкотекучесть, склонность к горячим трещинам.

Определяющим легирующим элементом этих сплавов является медь, которая способна образовывать пересыщенный твердый раствор Cu в Al при закалке из области однородного твердого раствора. Основное упрочнение происходит в процессе распада пересыщенного твердого раствора за счет выделения по плоскости {100} наноразмерной пластинчатой упрочняющей метастабильной θ′-фазы состава Al_2Cu. Степень упрочнения зависит от объемной доли упрочняющей фазы, которая определяется концентрацией Cu, режимами гомогенизации, закалки и старения. Изменение характера ликваций в литом сплаве, введение дополнительных легирующих элементов требует исследований по оптимизации термообработки сплава [1,2].

Дополнительное упрочнение возможно за счет введения в сплав небольших количеств элементов-модификаторов упрочняющей фазы. В качестве такого модификатора в сплав марки 201 вводили Ag, что способствовало замене θ′-фазы на высокопрочную пластинчатую высокодисперсную ω-фазу, которая

© А.Л. БЕРЕЗИНА, Т.А. МОНАСТЫРСКАЯ, В.Н. ФИКССЕН, О.А. МОЛЕБНЫЙ, С.С. ПОЛИЩУК, 2015

образуется по плоскости {111} [1]. В сплав ВАЛ10 в качестве модификатора вводили Cd, который ускорял процессы зародышеобразования упрочняющей θ′-фазы и замедлял процессы коалесценции [2].

Кадмий - один из самых токсичных тяжелых металлов. Он относится ко 2-му классу опасности - «высокоопасные вещества». Поэтому сплавы ВАЛ10 и ВАЛ14 являются экологически небезопасными. Присутствие в сплаве марки 201 серебра существенно увеличивает стоимость сплава.

С учетом выше указанных недостатков этих сплавов, актуальным является проблема создания нового высокопрочного литейного сплава на базе Al-Cu, не содержащего Cd или Ag и имеющего повышенные литейные свойства. Основная задача исследования - изучить совместное влияние МГД-обработки расплава и дополнительного легирования на структуру и свойства алюминиевого сплава типа ВАЛ10, не содержащего Cd. Предполагается, что в процессе проведения исследования будет определен оптимальный легирующий комплекс элементов, который позволит получить высокие прочностные свойства сплава Al-Cu-Ti-Mn без дополнительного легирования сплава Ag и Cd.

Методика исследования и составы опытных сплавов. В качестве базового сплава для проведения исследований был выбран алюминиевый сплав марки ВАЛ10, не содержащий Cd (табл. 1). Сплав был выплавлен в электрической печи сопротивления. Последующая его доводка и внепечная обработка производилась в многофункциональной магнитогидродинамической установке типа МДН-6А.

Таблица 1. Химический состав базового алюминиевого сплава типа ВАЛ10, мас. %.

Образец (исходный сплав)	Cu	Mn	Ti	Fe	Si	Zn	Ni	Mg	Al
А0	4,63	0,42	0,19	0,057	0,17	0,002	0,004	0,01	Ост.

Экспериментальные сплавы были долегированы и выплавлены в лабораторной электрической печи сопротивления, оснащенной устройством электромагнитного перемешивания пульсирующего магнитного поля. Были отлиты цилиндрические образцы длиной 230 мм и ∅25 мм в металлическую форму (скорость охлаждения составляла 10^2 °С/с).

Фазовые превращения в сплавах изучали с помощью дюрометрического, резистометрического и калориметрического методов. Калориметрический анализ проводился на приборе DSC404F1 Pegasus® фирмы NETZSCH в динамическом режиме при скорости нагрева 20 °С/с в температурном интервале 20-780 °С. Результаты были получены в центре синхронного термического анализа ФТИМС НАН Украины. Температурные интервалы старения определяли по изменению приведенного температурного коэффициента электросопротивления $\alpha_T=1/R_*dR/DT$ при непрерывном нагреве со скоростью 3 °С/мин в температурном интервале 20-600 °С. Твердость по Виккерсу измеряли на приборе ТП-2 при нагрузке 5 кг. Механические испытания проводили на цилиндрических образцах с рабочей частью ∅4 мм и длиной l_0=20 мм при скорости деформирования $\varepsilon'=2\cdot10^{-3}$ $с^{-1}$. Электронно-микроскопические исследования проводили с использованием электронного микроскопа JEM-2000FMFXII, металлографические – оптического микроскопа Neophot-2. Выявление границ зерен производили на микрошлифе с использованием травителя Келлера, раствор 0,5 мл HF в воде (рис. 1, а). Для определения ликваций проводили макротравление образцов реактивом: 15,5 мл HNO_3, 84 мл H_2O, 0,5 мл HF, 3 г CrO_3. При использовании этого травителя области, обедненные Cu, анодны по отношению к матрице, и окрашиваются в черный цвет (рис. 1, б). После гомогенизации при отсутствии ликваций в сплаве разница в травимости шлифов разными реактивами не наблюдается. Известно, что ликвация Cu происходит по эвтектическому типу, т. е. междендритное пространство и границы зерен обогащаются Cu. На рис. 1, б различаются три области разной травимости, характеризующие ликвации в сплаве: светлые области – α-твердый раствор, обогащенный Cu; темные области – α-твердый раствор, обедненный Cu; нитеобразные выделения – равновесная фаза Al_2Cu кристаллизационного происхождения.

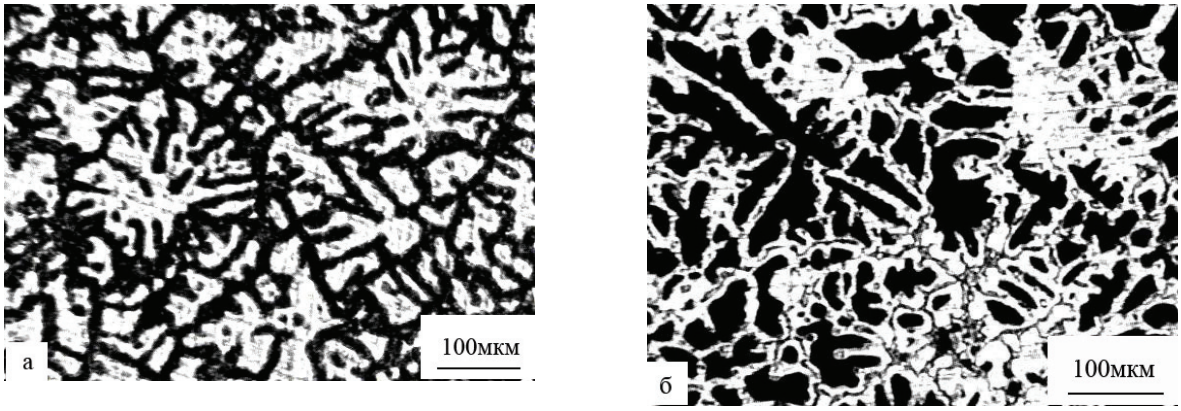


Рис. 1. Влияние травителя на выявление микроструктуры сплава A_0: а - травитель: раствор 0,5мл HF в воде; б - травитель: 15,5 мл HNO_3, 84мл H_2O,0, 5млHF, 3г CrO_3

При выборе легирующих элементов для повышения прочностных свойств базового экспериментального сплава учитывалось: 1) повышение содержания Cu до 5 % увеличит объемную долю упрочняющей θ′-фазы, которая образуется при старении; 2) интерметаллиды циркония – эффективные модификаторы литой структуры, дисперсные частицы Al_3Zr фазы, образованные в процессе распада пересыщенных твердых растворов, способны упрочнять матрицу; 3) Sn относится к триаде легкоплавких, малорастворимых в Al элементов (Cd, In, Sn), которые способны интенсифицировать процессы зародышеобразования и коалесценции упрочняющей метастабильной θ′-фазы [3–8].

Поэтому в качестве дополнительных легирующих элементов были выбраны Sc, Zr, Sn а также сплав Розе. Были выплавлены экспериментальные алюминиевые сплавы трёх серий (табл. 2): сплавы серии А на основе базового алюминиевого сплава (см. табл. 1); сплавы серии В на основе базового алюминиевого сплава с содержанием меди, повышенным до верхнего предела, предусмотренного ГОСТ 1583-93 (5,10 % Cu); сплавы серии С на основе базового алюминиевого сплава с содержанием Cu и Mn, повышенным до верхних пределов по ГОСТ 1583-93 (5,10 % Cu, 0,60 % Mn).

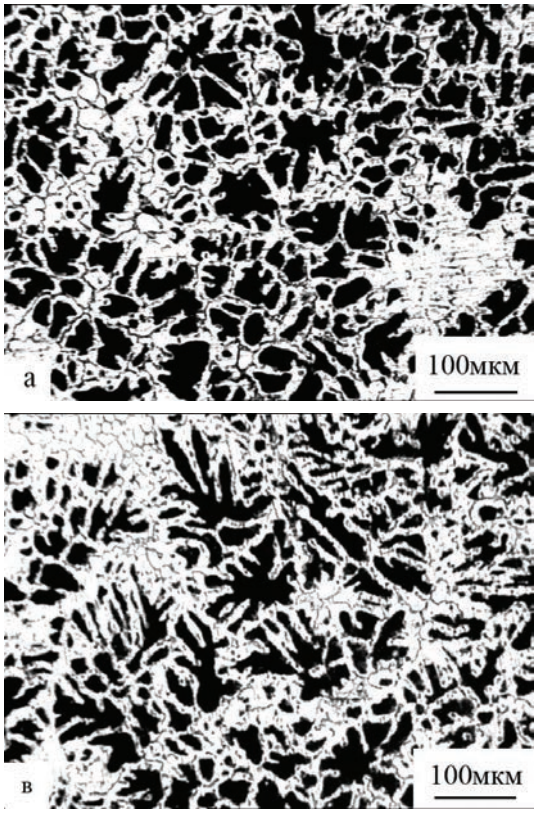
Таблица 2. Составы экспериментальных алюминиевых сплавов типа ВАЛ10, % мас.

Экспериментальный сплав	Cu	Mn	Ti	Zr	Sc	Sn	Сплав Розе
A0	4,63	0,42	0,19	–	–	–	–
A1	4,63	0,42	0,19	0,15	–	–	–
A2	4,63	0,42	0,19	0,15	0,30	–	–
A3	4,63	0,42	0,19	0,15	–	0,10	–
A4	4,63	0,42	0,19	0,15	–	0,20	–
A5	4,63	0,42	0,19	0,15	–	–	0,20
B0	5,10	0,42	0,19	–	–	–	–
B1	5,10	0,42	0,19	0,15	–	–	–
C0	5,10	0,60	0,19	0,15	–	–	–
C1	5,10	0,60	0,19	0,15	–	0,20	–

Ввод легирующих элементов, в т. ч. мелкодисперсных лигатур (Al-4мас. %Mn и Al-5мас. %Zr), приготовленных ранее с использованием МГД-технологий [1], а также стандартной лигатуры Al-Ti-B и последующую термосиловую МГД-обработку экспериментальных сплавов производили по двум схемам. В целях экономии ресурсов основная часть экспериментов проводилась с применением лабораторного устройства, включающего электрическую печь сопротивления с небольшой массой жидкого металла (до 2 кг), оснащенную электромагнитным перемешивателем пульсирующего магнитного поля (ЭМП-ПМП) [9], с использованием установленных ранее рациональных режимов нагрева алюминиевого расплава и его

управляемого электромагнитного перемешивания. После определения рациональных параметров МГД-воздействия с соблюдением масштабного фактора и величины удельных энергетических характеристик были проведены эксперименты на опытно-промышленной МДУ типа МДН-6А емкостью 70 кг жидкого алюминиевого сплава.

Исследование влияния температуры литья и легирующих элементов на формирование глобулярной микроструктуры при электромагнитном воздействии на расплав. Для того, чтобы определить оптимальные режимы обработки расплава, были проведены исследования влияния температуры литья базового сплава А0 на микроструктурное состояние литого сплава. Расплав был обработан в течение 5 мин в печи с электромагнитным перемешивателем пульсирующего магнитного поля. Температура обработки расплава и температура заливки были выше температуры ликвидуса и составляла 740 °С, 720 °С и 660 °С. Как показали металлографические исследования (рис. 2) для всех состояний наблюдаются ликвации по Cu: присутствует твердый раствор, обедненный медью (темные участки шлифа), обогащенный медью твердый раствор (светлые участки) и фаза Al_2Cu в междендритном пространстве. Однако, только при температуре литья 720 °С формируется не дендритная, а глобулярная микроструктура (рис. 2, в, г). В работе [10] было показано, что при электромагнитном воздействии на расплав происходит глобуляризация дендритов. Известно, что металлические суспензии с глобулярной микроструктурой обладают свойствами тиксотропности [11, 12]. Эффект тиксотропности – способность металлических суспензий с глобулярной микроструктурой в твердо-жидком состоянии значительно снижать сопротивление сдвиговым деформациям, что позволяет металлу заполнять сложные формы полости штампов при незначительной удельной силе [12-14].



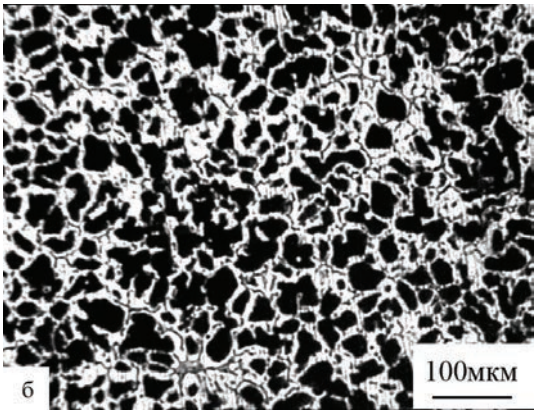


Рис. 2. Влияние МГД обработки расплава и температуры заливки Тз на микроструктуру сплава A_0: а - Тз = 730-740 °С; б - Тз ~ 720 °С; в - Тз ~ 660 °С

В настоящее время интенсивно разрабатываются тиксотехнологии, которые за счет управления формированием микрокристаллического строения отливок в твердо-жидком состоянии формируют недендритную структуру слитка, что обеспечивает одновременный рост прочности и пластичности материала изделий. Предполагается, что использование тиксоформинга (тиксо- и реолитьё, тиксо- и реоштамповка) для высокопрочных литейных алюминиевых сплавов позволит получить свойства, близкие к тем, которые присущи существующим деформируемым сплавам.

Изменение типа ликваций в литых сплавах в зависимости от содержания легирующих элементов представлено на рис. 3. В базовом экспериментальном алюминиевом сплаве А0 после обработки расплава наблюдается глобулярная структура (рис. 3, а). После ввода в этот сплав Zr (рис. 3, б) появляются признаки дендритной структуры, т. е. наблюдается глобулярно-дендритная структура. При повышении содержания Cu до 5,10 % (сплав В0) глобулярная структура сохраняется, размер ячеек уменьшается почти вдвое (рис. 3, в). При вводе Zr сплав В1 сохраняет глобулярную структуру, наблюдаются неоднородности, связанные с выделением пластинчатых частиц равновесной Al_3Zr фазы (рис. 3, г). Вокруг этих частиц наблюдается измельчение ячеистой структуры. Наличие избыточной Al_3Zr фазы кристаллизационного происхождения свидетельствует об избыточном содержании Zr в сплава В1. При повышении содержания марганца (сплав С0, рис. 3, д), а также одновременном вводе олова при этом (сплав С1, рис. 3, е), дендритная структура сплава сохраняется.

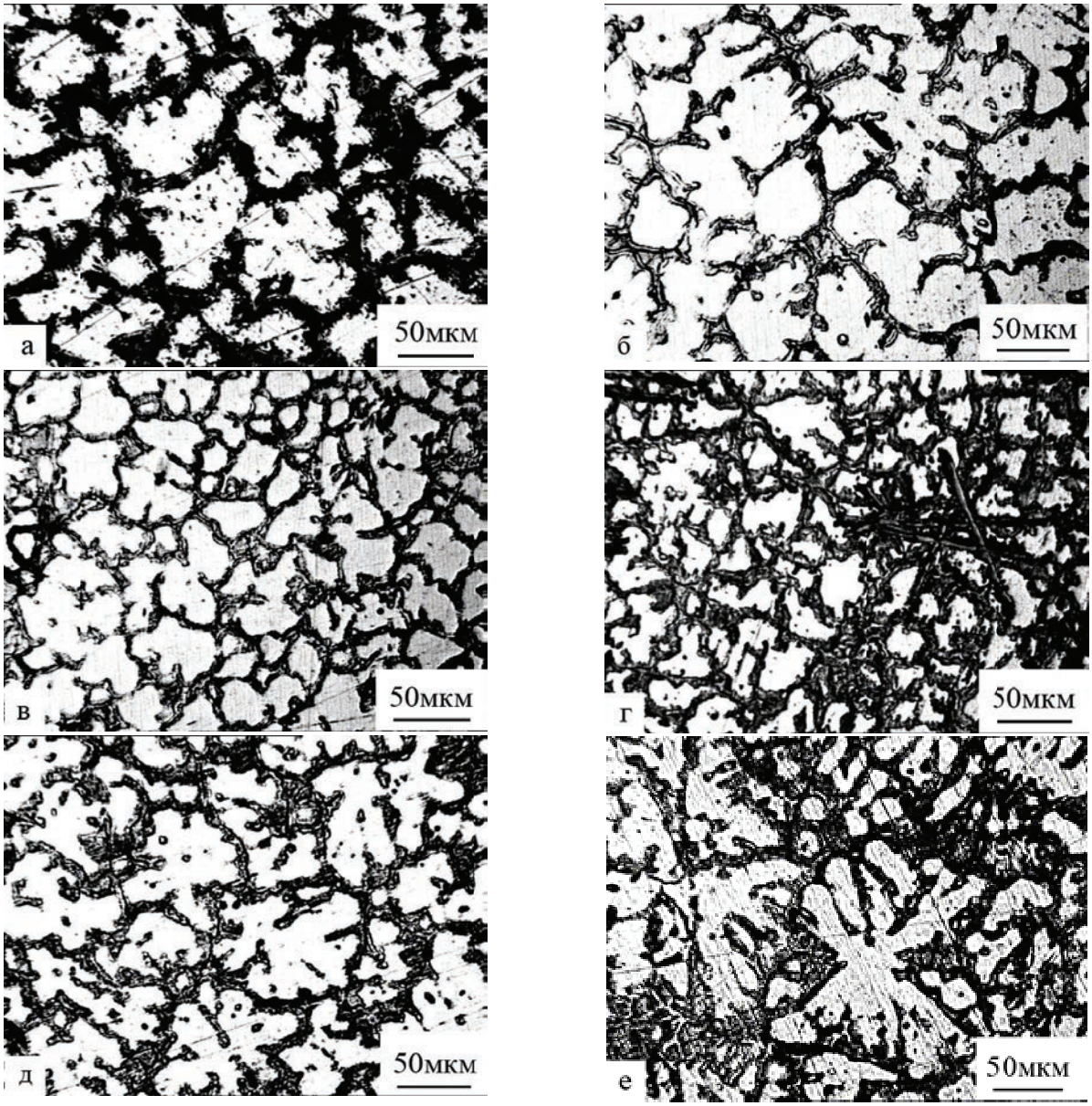


Рис. 3. Влияние содержания основных компонентов, а также дополнительного легирования Zr и Sn на характер ликваций в экспериментальных алюминиевых сплавах: а - А0; б - А1; в - В0; г - В1; д - С0; е - С1

3. Определение режимов термообработки сплавов и исследование формирования зеренной структуры. Для устранения внутрикристаллической ликвации, возникающей при дендритной кристаллизации, были проведены высокотемпературные отжиги (гомогенизация). При выборе температуры гомогенизации учитывалось, что температурный интервал гомогенизации должен быть в

пределах (527 °С – 547 °С). Верхняя граница выбиралась ниже температуры эвтектики 547 °С, чтобы предотвратить контактное оплавление, нижняя температура должна быть выше температуры 527 °С, при которой предельная растворимость Cu в твердом растворе алюминия составляет 5 %.

Исследования структурного состояния сплава при проведении гомогенизации по стандартным режимам показали наличие оплавления по границам зерен. С целью уточнения режимов гомогенизации был проведен анализ изменения тепловых эффектов при непрерывном нагреве и охлаждении сплава в температурном интервале от 20 °С до 780 °С в течение двух циклов нагрева и охлаждения. С помощью метода дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) был выявлен низкотемпературный пик оплавления при температуре 538 °С, который коррелирует с наблюдаемым оплавлением по границам зерен при нагреве выше 535 °С (рис. 4).

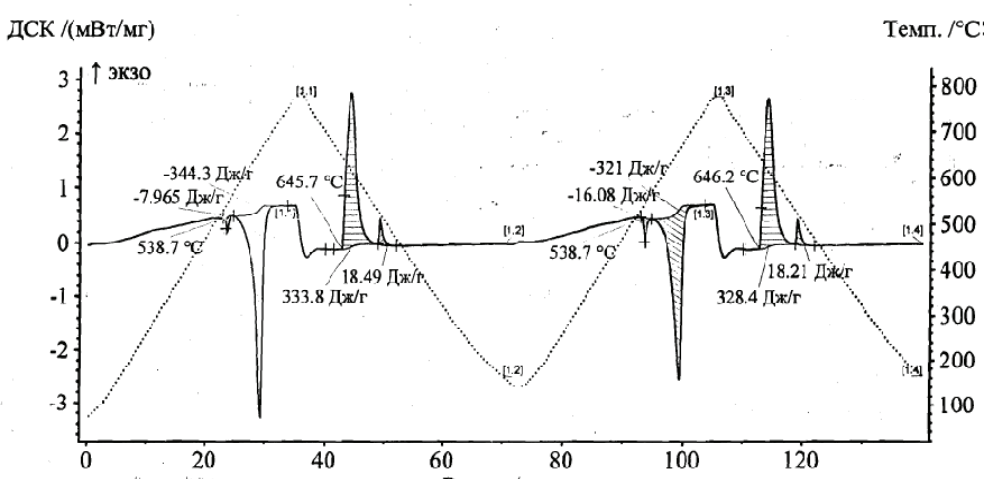


Рис. 4. Изменение удельного теплосодержания экспериментального высокопрочного алюминиевого литейного сплава А0 (см. табл. 1, 2) при непрерывном нагреве в температурном интервале 20-780 °С в течение двух циклов нагрева и охлаждения

Используя полученные результаты, была предложена новая двухступенчатая схема термообработки по режиму Т6 при пониженных температурах: отжиг 510 °С, 2 ч + 530 °С, 10 ч, которая позволила предотвратить оплавление по границам зерен.

После гомогенизации сплавов по вышеуказанному двухступенчатому режиму было проанализировано влияние легирующих элементов на размеры зерен (рис. 5).

При гомогенизации, помимо выравнивания концентрации Cu в твердом растворе, происходит старение, связанное с ростом и коалесценцией тугоплавких алюминидов Al_6Mn, Al_3X (X=Ti, Zr), которые тормозят процессы нормального роста зерен, и окончательно формируется зеренная структура сплава. Температура старения значительно ниже температуры гомогенизации и не влияет на рост зерен.

В базовом экспериментальном высокопрочном алюминиевом литейном сплаве типа ВАЛ10 – А0 (рис. 5, а), в котором отсутствует кадмий, а содержание меди и марганца находится на нижнем пределе, установленном ГОСТ 1583-93, наблюдается наиболее крупное зерно α-твердого раствора (~120 мкм). Дополнительное введение в базовый сплав 0,15 % Zr (экспериментальный сплав А1) позволило уменьшить размер зерна до 40 мкм (рис. 5, б). Наибольшее измельчение зерен (до 15-20 мкм) наблюдается при совместном введении в базовый сплав Sc и Zr (экспериментальный сплав А2) (рис. 5, в). Введение компонентов, повышающих прочность сплава, в первую очередь – увеличение содержания меди (рис. 5, г) до верхнего предела по ГОСТ 1583-93, а также олова (рис. 5, д, е), не способствует измельчению зерен.

После гомогенизации образцы были закалены в воду от температуры гомогенизации и состарены. Для выбора режимов изотермического старения были построены изохроны в температурном интервале 100-230 °С для 5 и 10 ч старения. Из анализа полученных данных был выбран режим старения: 190 °С, 10 ч.

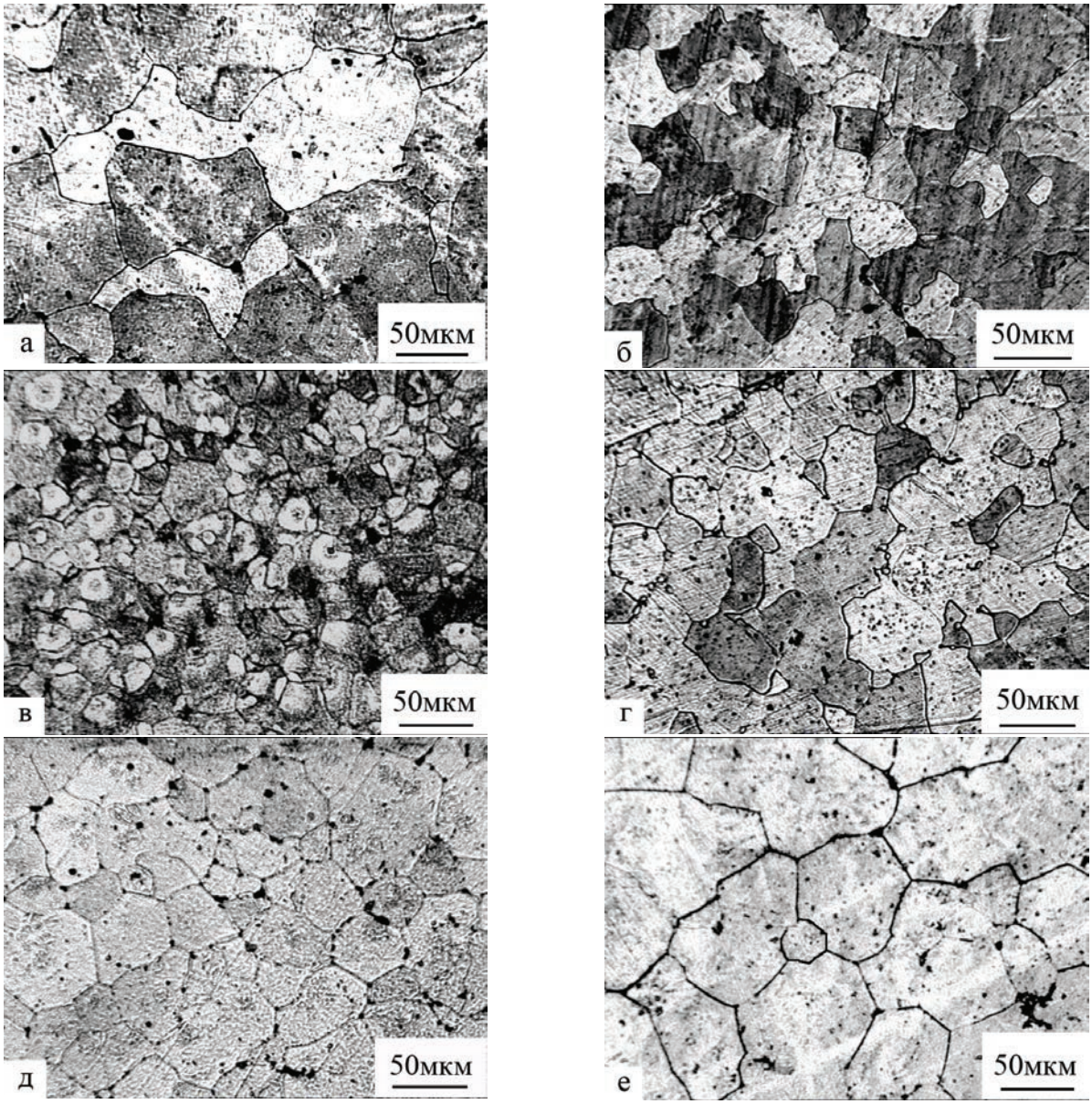


Рис. 5. Зеренная структура экспериментальных сплавов (см. табл. 2) после гомогенизации: а - А0; б - А1; в - А2; г - В1; д - А3; е - А4

4. Исследование механических свойств экспериментальных сплавов. После электромагнитных воздействий на расплав, гомогенизации, закалки в воду и старения всех экспериментальных сплавов (табл. 2) были проведены испытания по определению их механических свойств (табл. 3).

Анализ полученных данных показывает, что дополнительное легирование переходными металлами (Sc и Zr) способствует формированию наиболее мелкого зерна (сплав А2, см. также рис. 5, в), что позволяет увеличить предел текучести на 25 % при снижении предела прочности и падении пластичности.

Наиболее эффективным является легирование экспериментальных алюминиевых сплавов оловом (сплав А4), введение которого обеспечивает увеличение предела текучести в 1,5 раза, предела прочности на 15 %, при снижении пластичности в 2 раза по сравнению с базовым экспериментальным сплавом А0.

С целью определения механизма резкого упрочнения базового алюминиевого сплава типа ВАЛ10 при введении Sn, были проведены электронно-микроскопические исследования состаренных образцов сплавов А0 и А4 (рис. 6).

На микродиффракциях, приведенных на рис. 6, в, г, присутствуют диффузные тяжи в направлении <100>, что свидетельствует о выделении когерентных пластинчатых образований по плоскости {100}. Метастабильная наноразмерная упрочняющая θ′-фаза, образованная в процессе старения, выделяется

непрерывно (гомогенно) в матрице и имеет форму дисков. Сечение плоскостью {110} этих дисков представлено на темнопольных изображениях на рис. 6, а, б.

Таблица 3. Механические свойства экспериментальных сплавов

Экспериментальный сплав (см. табл. 2)	Предел прочности $\sigma_в$, МПа	Предел текучести $\sigma_т$, МПа	Относительное удлинение δ, %
А0	400	270	10,5
А1	415	270	13
А2	374	340	6,5
А4	463	401	5,5
А5	471	374	6,7
С0	416	293	10
С1	455	407	2,2
Сплав АМ4,5Кд (ВАЛ10) по ГОСТ 1583-93	490	390	4,0

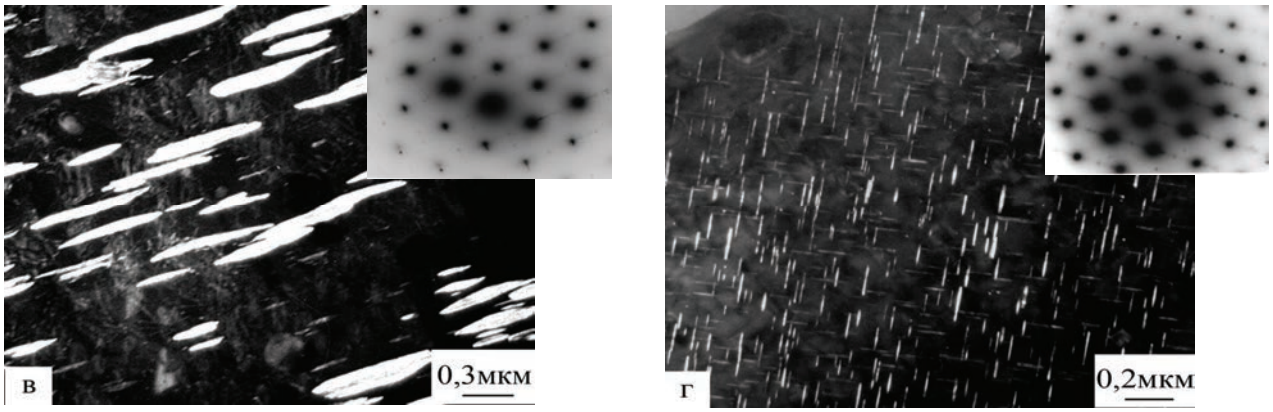


Рис. 6. Электронно-микроскопическая структура и микродиффракция в состаренном состоянии сплавов: а - А0; б - А4. Темнопольное изображение в тяжах от θ′-фазы, ориентировка фольги {110}

Выделения θ′-фазы в сплаве, легированном Sn (сплав А4, рис. 6, б), имеют большую плотность выделения и намного дисперснее, чем в базовом сплаве А0 (рис. 6, а). Средние размеры частиц выделения в сплаве А4: толщина диска h ~ 3-5 нм, диаметр d ~ 150 нм; соответственно для сплава А0: h ~ 15-20 нм и d ~ 300 нм. Существенная разница в пространственной плотности распределения и дисперности θ′-фазы связана с замедлением процессов коалесценции при распаде твердого раствора. Таким образом, повышенная плотность упрочняющих частиц обеспечивает значительный прирост предела текучести в сплавах, легированных Sn (см. табл. 3).

Выводы

На основании полученных результатов можно сделать следующие выводы:

1. Использование термосиловой МГД-обработки и электромагнитного перемешивания расплава, реализуемых в магнитодинамической установке и с помощью устройства пульсирующего магнитного поля, позволяет для базового экспериментального высокопрочного алюминиевого литейного сплава типа ВАЛ10, не содержащего кадмий, получить бездендритную, глобулярную структуру. При повышении в таком сплаве концентрации Cu и Mn до максимальных значений, предусмотренных ГОСТ 1583-93, а также при вводе до 0,20 % Sn при идентичном режиме термосиловой МГД-обработки расплава сохраняется дендритная структура литого сплава.

2. Наибольшее изменение зеренной структуры базового экспериментального алюминиевого сплава происходит при его совместном легировании Sc и Zr. Зерно измельчается до 15-20 мкм, при этом на 20 % увеличивается предел текучести при падении на 15 % предела прочности и уменьшении пластичности в 2

раза. При увеличении содержания Cu до 5,10 % и скоростях охлаждения 10^2 °С/с введение повышенных содержаний Zr (>0,15 %) нецелесообразно, т. к. это приводит к тому, что в сплаве кристаллизуются крупные стержнеобразные частицы равновесной Al_3Zr фазы.

3. Самым эффективным легирующим элементом, способствующим повышению прочностных свойств высокопрочного алюминиевого литейного сплава типа ВАЛ10, в котором отсутствует Cd, является Sn. Введение 0,10-0,20 % Sn в базовый экспериментальный алюминиевый сплав А0 при отсутствии Cd и при пониженном содержании Mn обеспечивает повышение предела текучести на 50 %, предела прочности на 15 %. При этом пластичность сплава уменьшается до 5 %. Sn модифицирует кинетику распада, обеспечивая высокую плотность образования и замедление коалесценции упрочняющих частиц θ′-фазы, что определяет повышенные прочностные свойства сплава.

4. Показано, что замена Cd на Sn позволяет получить механические свойства экспериментального сплава, сопоставимые по своим значениям с механическими свойствами сертифицированного высокопрочного алюминиевого литейного сплава АМ4,5Кд (ВАЛ10) по ГОСТ 1583-93.

1. *Polmear I.J.* Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals / Fourth Edition. – Elsevier Butterworth-Heinemann, 2006, United Kingdom. – 416 p.
2. *Строганов Г.Б.* Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы. – М.: Металлургия, 1985. – 216 с.
3. *Silcock J.M. et al*. J. Inst. Met. 1954-1955 (84) 23.
4. *Silcock J.M.Jr. et al.* Scripta Materialia 46 (2002) 389-394.
5. *Laure Bourgeois et al*. Acta Mater., 60 (2012) 633-644.
6. *Ringer S.P. et al*. Applied Surface Science, 87-88 (1995) 223-227.
7. *Ringer S.P. et al*. Metallurgical and Materials Transactions, a2210, Volume 26a, September 1995.
8. *Sanjib Banerjee et al*. Materials and Design 31, (2010) 4007-4015.
9. *Дубоделов В.И. и др*. Современные устройства для электромагнитного перемешивания алюминиевых расплавов в печах и миксерах повышенной емкости // Металл и литье Украины, (2008), 6, 12-17.
10. *Дубоделов В.И., Фикссен В.Н., Березина А.Л., Горюк М.С., Монастырская Т.А*. Влияние легирования и МГД обработки расплава на структуру и свойства высокопрочных алюминиевых сплавов типа ВАЛ10, *Процессы литья* (2014) 4 (106), 62-72.
11. *Flemings, M.C*. Solidification processing, McGraw-Hill, New York, 1974.
12. *de Freitas E.R. and Ferrante M*. Acta Mater., 49 (2001) 3839-3847.
13. *Atkinson H.V., Liu D*. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 20 (2010) 1672-1676.
14. *Terzi S. et al.* Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 20 (2010) s734-s738.

ПРОЕКТ 7.6

Розробка МГД-технологій одержання дисперснозміцнених матеріалів на основі міді для струмоз'ємних деталей залізничного транспорту

УДК 621.745.56:538.4/5:669-14

РОЗРОБКА МГД-ТЕХНОЛОГІЙ ОДЕРЖАННЯ ДИСПЕРСНОЗМІЦНЕНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ МІДІ ДЛЯ СТРУМОЗ'ЄМНИХ ДЕТАЛЕЙ ЗАЛІЗНИЧНОГО ТРАНСПОРТУ*

В.І. ДУБОДЄЛОВ, В.О. СЕРЕДЕНКО, Б.А. КІРІЄВСЬКИЙ, Ю.В. МОІСЕЄВ, О.В. СЕРЕДЕНКО, О.А. ПАРЕНЮК
(Фізико-технологічний інститут металів та сплавів Національної академії наук України, м. Київ)

Представлені наукові та технологічні результати були одержані в ході виконання проекту Р7.6 «Розробка МГД-технології одержання дисперснозміцнених матеріалів на основі міді для струмоз'ємних деталей залізничного транспорту» розділу 7 «Підвищення надійності та подовження ресурсу мостів, будівельних, промислових і транспортних конструкцій» цільової комплексної програми наукових досліджень НАН України у 2013-2015 рр. «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин («Ресурс»)».

Роботи, виконані у ФТІМС НАН України в рамках проекту Р7.6, складалися з 3-х частин: - етап 1 (2013 р.) «Обґрунтування використання електромагнітних впливів на монотектичні сплави міді з легуючим комплексом FeCrC для забезпечення формування структури емульсії з дисперсними вкрапленнями сплаву CuFeCrC у мідній матриці, вибір технологічного обладнання, виготовлення оснастки»; - етап 2 (2014 р.) «Розробка технології одержання під електромагнітним впливом рідких емульгованих сплавів на основі міді з дрібнодисперсними краплями та визначення умов ефективного розпилювання цих розплавів і одержання дисперснозміцнених порошків на основі міді з вкрапленнями CuFeCrC, визначення їх фізичних властивостей»;

- етап 3 (2015 р.) «Встановлення технологічних параметрів виготовлення і розробка неруйнівних методів контролю структури відповідальних деталей струмоз'ємних конструкцій з нових дисперснозміцнених матеріалів, проведення порівняльних випробувань. Розробка спільно з підприємствами, що виготовляють контактні пластини пантографів для потреб Укрзалізниці, технологічних інструкцій, підготовка заключного науково-технічного звіту».

У сучасних електропотягах сила струму у струмоз'ємних контактах досягає 1000 А при щільності струму 250 А/м^2, а витрати електроенергії складають до 38 кВт на тонну вантажу. Контактні пластини при максимальних навантаженнях нагріваються до 500 °С при силі притискування > 100 Н. Зношування струмоз'ємних контактних пластин значно збільшується – при підвищенні швидкості потяга з 50 до 100 км/год у 1,5-3,5 рази, а високошвидкісні сучасні електропотяги взагалі розвивають швидкості близько 500 км/год. Термостійкість дисперсно-зміцнених матеріалів може досягати 900 °С, що є значним ресурсом підвищення ефективності роботи струмоз'ємного вузла.

Змінні деталі струмоприймача, які безпосередньо стикаються з контактним дротом (контактні вставки, або пластини), виготовлені з міді, застосовують також як комбінацію мідних і сталевих деталей у Франції та Італії на електрорухомих потягах постійного струму. Металокерамічні контактні вставки на мідній основі використовують в Японії. Найбільш активно в світі в напрямку розробок електротягового обладнання електрозалізничного транспорту (перш за все для високошвидкісних потягів) працюють компанії Франції (ALSTOM, SNCF, RFF), Японії (Mitsubisi electric, Fudsi electric, Japan Rail Crup), Китаю (CSR Corp Ltd), Південної Кореї (Roten).

*Робота проводилась сумісно із ТОВ «Інтер-Контакт-Пріор».

© В.І. ДУБОДЄЛОВ, В.О. СЕРЕДЕНКО, Б.А. КІРІЄВСЬКИЙ, Ю.В. МОІСЕЄВ, О.В. СЕРЕДЕНКО, О.А. ПАРЕНЮК, 2015

Надійність функціонування струмоз'ємних вставок полозу пантографа сильно залежить від кліматичних, погодних і сезонних умов, рельєфу місцевості, якості електрифікації залізних доріг, потужності електротягового складу, швидкісних режимів руху, матеріалу вставок та інш. [1,2]. Внаслідок чого експлуатаційний пробіг одних і тих же вставок може відрізнятися в декілька разів [3]. Струмоз'ємні вставки мають задовольняти взаємовиключаючим умовам роботи – мінімальний знос контактного дроту з забезпеченням надійного струмоз'єму при максимально можливому міжремонтному пробігу полозу. Передусім вставка повинна мати меншу зносостійкість і твердість ніж мідь контактного дроту та певне поєднання комплексу властивостей достатньо високого рівня (електропровідності, дугостійкості, триботехнічних характеристик, твердості, міцності).

Мета роботи в цілому – суттєве збільшення ресурсу та підвищення надійності транспортних струмоз'ємних конструкцій в умовах постійного зростання потужності електролокомотивів за рахунок розробки ефективної технології одержання дисперснозміцнених матеріалів на основі міді. Мета досягалась обґрунтуванням використання електромагнітних впливів на монотектичні сплави міді з комплексом FeCrC для формування структури «замороженої емульсії», вибором технологічного обладнання, розробкою технології одержання під електромагнітним впливом емульсованих розплавів CuFeCrC, їх розпилювання, виготовлення з них дисперснозміцнених порошків, формуванням структури сплавів під електромагнітним впливом при мінімізації концентрації компонентів зміцнюючої фази у твердому розчині мідної, рівномірному розподілі вкраплень вказаної фази з розмірами близько 1 мкм при щільності таких вкраплень в матриці на рівні $1 \cdot 10^5$ мм$^{-2}$, встановленням технологічних параметрів виготовлення, проведенням порівняльних випробувань.

Безаварійне функціонування електрифікованих залізничних доріг пов'язано з робочою здатністю контактної пари: дріт електромережі – струмоз'ємний елемент. Знос і руйнування дротів електромережі значною мірою визначаються умовами експлуатації і властивостями як матеріалу дротів, так і струмоз'ємних деталей – полозів струмоприймачів. Ці проблеми актуальні як для державних і приватних компаній провідних країн (Франція, Росія, Китай, Японія та інші), так і України.

Сучасний найперспективніший напрям розробки струмоз'ємних матеріалів – композиційні матеріали на металевій основі, отримані, перш за все, методами порошкової металургії. Високі електричні характеристики забезпечує металева основа, а опір зчепленню і зносостійкість досягаються за рахунок багатофазності, дисперсного зміцнення, створення тонких рухомих плівок, що піддаються пластичній течії.

Струмоз'ємні елементи на основі заліза з порошкового матеріалу вичерпали свої можливості протистояння інтенсивному зносу контактних дротів і забезпечення продовження терміну експлуатації полозів. Подальше підвищення ресурсу струмоз'ємного вузла сильнострумного ковзаючого контакту базується на розробці цих елементів, на основі більш пластичного, електро- і теплопровідного металу – міді.

Значний потенціал розвитку і впровадження ресурсо- і енергозберігаючих технологій має удосконалення структури і покращення спеціальних властивостей контактних пластин на основі дисперснозміцнених мідних порошків для підвищення експлуатаційного ресурсу і зниження витрат засобів на функціонування електротранспорту постійного струму залізниць країни.

Металеві системи, в яких базовим компонентом є мідь, з монотектичною діаграмою стану [4] і з концентраціями елементів, які відповідають області незмішування фаз в розплаві для забезпечення дрібнодисперсних розмірів крапель емульсії (рис. 1) [5], є одними з найбільш перспективних для створення ефективних струмоз'ємних деталей залізничного електротранспорту. На основі аналізу визначений діапазон вмісту елементів в таких сплавах, % мас.: 92-96 Cu; 3,2-6,5 Fe; 0,65-1,30 Cr; 0,06-0,12C, інше домішки.

Завдяки аналізу електричних і магнітних властивостей сплавів міді з комплексом FeCrC встановлено, що в процесах виплавки і розливання компоненти сплаву істотно змінюють електромагнітні властивості, які є базовими при розробці МГД-технологій отримання дисперснозміцнених матеріалів на основі міді. Визначено, що стан гомогенності існує при температурі більше 1500 °С, при цьому електроопір розплаву становить $35 \cdot 10^{-8}$ Ом·м, а масова магнітна сприйнятливість $-0{,}21 \cdot 10^{-9}$ м^3/кг.

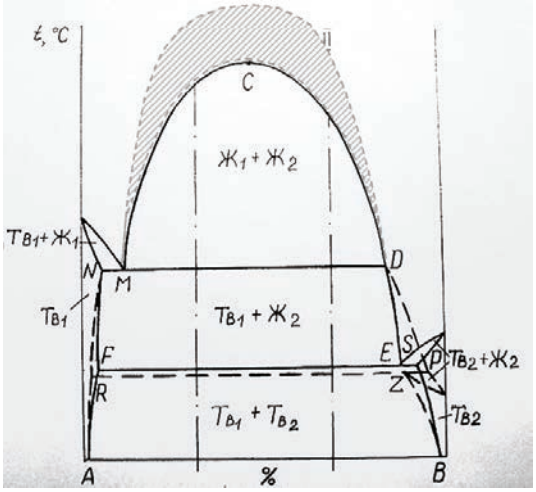


Рис. 1. Типова діаграма стану бінарної монотектичної системи з евтектичним (перитектичним) перетворенням: 1, 2 – відповідно індекси насичених розчинів на основі компонентів А і В; Ж, Тв – рідка і тверда фази; $Ж_1$+$Ж_2$ – область розшарування розплаву на дві рідкі фази; MCD – границя області незмішування (бінодаль); NMD – лінія монотектичного перетворення; FES – евтектична лінія; RZP – перитектична лінія; С, М, Е, Р – відповідно критична, монотектична, евтектична, перитектична точки; I – гомогенний розплав-емульсія-тверда матриця з краплями-твердий сплав; II – гомогенний розплав – емульсія – суспензія - твердий сплав; ▨ – вірогідна область існування мікроемульсії

В стані емульсії електроопір суттєво знижується, виникають численні мікрообласті із парамагнітними властивостями і підвищеним електроопором. Стан суспензії (краплі емульсії тверднуть при 1300°С) характеризується зменшенням електроопору розплаву ($25 \cdot 10^{-8}$ Ом·м) і збільшенням парамагнетизму частинок суспензії ($+20 \cdot 10^{-9}$ м^3/кг).

За рахунок комплексу МГД-дій забезпечувалось отримання розплаву з мінімально допустимими відхиленнями в його об'ємі по температурі і концентрації мікрооб'ємів. Стан мікроемульсії (мікрокраплі 10-100 нм) досягався за рахунок перегріву розплаву індукційними струмами до 1550 °С і адекватної організації режиму МГД-перемішування в тиглі індукційній печі середньої частоти (рис. 2, 3).

Мікроструктура лігатури складається з двох фаз (рис. 4), взаємодія їх з міддю проходить поетапно. Спочатку відбувається розчинення перлітної складової в міді, а карбідна фаза тим часом розплавляється і трансформується із розосередженого стану евтектичної сітки у суцільний компактний об’єм, з чіткою поверхнею розділу з іншими фазами.

На поверхні цієї фази відсутні збурення малого масштабу, характерні для руйнування міжфазної поверхні внаслідок дифузії. Карбідна фаза зберігається у сплаві в компактному вигляді навіть після повного розчинення в міді основи сплаву добавки. Таким чином, необхідно забезпечувати диспергування об’єму добавки на початковому етапі плавлення кусків шихти для запобігання можливості утворення карбідною фазою компактного об’єму в розплаві.

Внаслідок структурної і хімічної неоднорідності добавки лігатури електричний струм викликав більший розігрів локальних ділянок в фазі лігатури, сприяючи утворенню тонких каналів, по яким матричний розплав проникав в товщу добавки. Це зумовило відрив дисперсних об’ємів від лігатури і перенесення їх у віддалені зони розплаву. Вихрові течії, утворені електромагнітним полем, прискорювали відрив від добавки дисперсних шматків (рис. 5).

В деяких вихорах дисперсні об’єми лігатури кружляли по інерції і це ставало на заваді їх рівномірному розповсюдженню в розплаві. При значенні параметру МГД-взаємодії (N - співвідношення електромагнітної і інерційної сил $N = \dfrac{(B)^2 l}{\rho^e \rho_p \upsilon} = \dfrac{Ha^2}{\mathrm{Re}}$, де B – магнітна індукція; l - характерний розмір, м; ρ^e – питомий електричний опір матеріалу тіла, що нагрівається, Ом·м; ρ_p – густина розплаву, кг/м^3; υ - швидкість руху металу в розплаві, м/с; Re –число Рейнольдса; Ha – число Гартмана (співвідношення ектромагнітної сили з силою в'язкості) [6]) ~ 4,5 це було переборено.

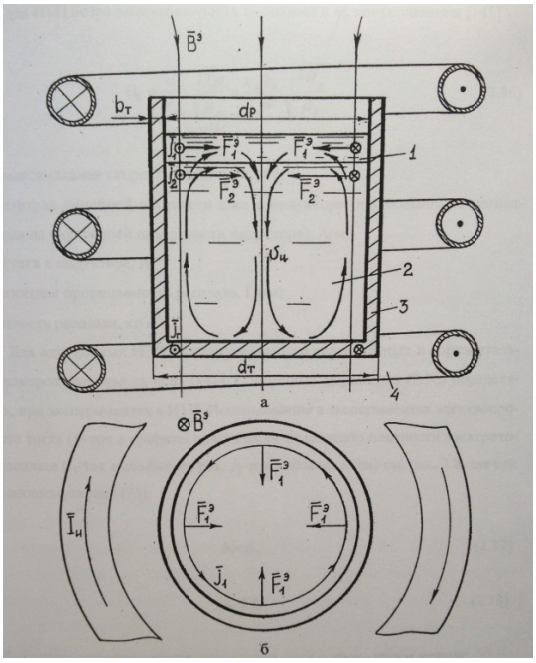


Рис. 2. Схема отримання розплаву мідь – FeCrC в індукційній тигельній печі: а – вертикальний переріз; б – горизонтальний переріз, 1 – лігатура FeCrC, 2 – мідь, 3 – графітовий тигель, 4 – індуктор

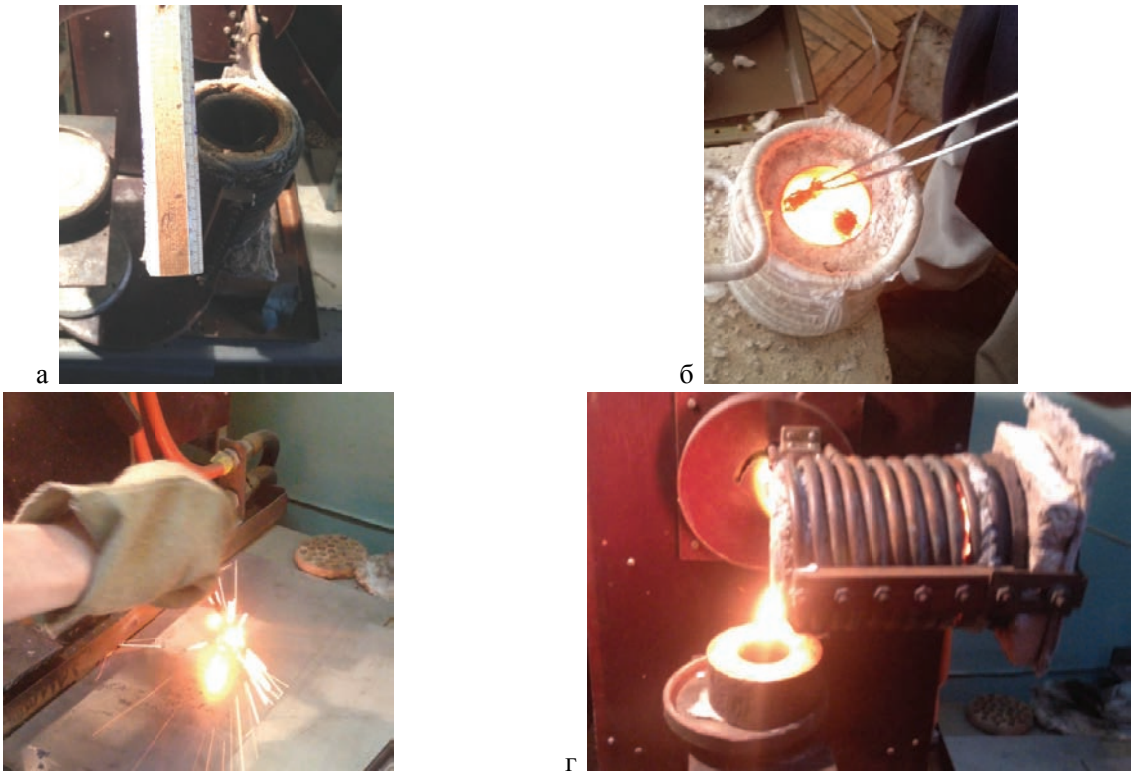


Рис. 3. Отримання розплаву мідь – FeCrC в індукційній тигельній печі та зразків з нього: а – загальний вигляд індукційної тигельної печі; б – введення шихти при виплавці мідного сплаву з лігатурою FeCrC; в – отримання зразків методом швидкісного охолодження дрібних мас металу; в – зливання розплаву за допомогою поворотного механізму

В результаті проведених досліджень було розроблено технологічний процес виплавки рідких сплавів на основі міді з дрібнодисперсними вкрапленнями емульсії (для типової індукційної тигельної печі ІСТ 0,06/01 – ІЗ). Струм в індукторі - 54÷62А, індукція змінного електромагнітного поля на частоті 2400 Гц - $(3,0\div3,5)\cdot10^{-2}$Тл, густина змінного електричного струму в розплаві - $(6,9\div7,9)\cdot10^{6}$А/м2, глибина проникнення у шихту $\Delta ш$ = глибині проникнення у розплав $\Delta р$ = 0,005м >2Δг (Δг - глибина проникнення

електромагнітного поля у графіт). Шихта: мідь М00, М1, лігатура (Cr 16 %, C 1,4 %, решта – залізо і домішки). Розплавлення міді та перегрів розплаву до 1260 ºС здійснюється при питомій потужності ~ 450 Вт/кг, надалі забезпечується додавання подрібненої до 5 – 10 мм лігатури FeCrC. При сплавленні міді і лігатури електромагнітне навантаження відповідає значенню критерія N ~ 4,5. Гомогенізацію розплаву в зоні мікроемульсійного стану здійснюють при потужності 550 Вт/кг і температурі 1460 – 1480 ºС, в режимі дії електромагнітного поля на розплав N ~ 3,5. Після чого знижують потужність до 200 Вт/кг і проводять ізотермічну витримку (до 5 хв., Re ~ 1200).

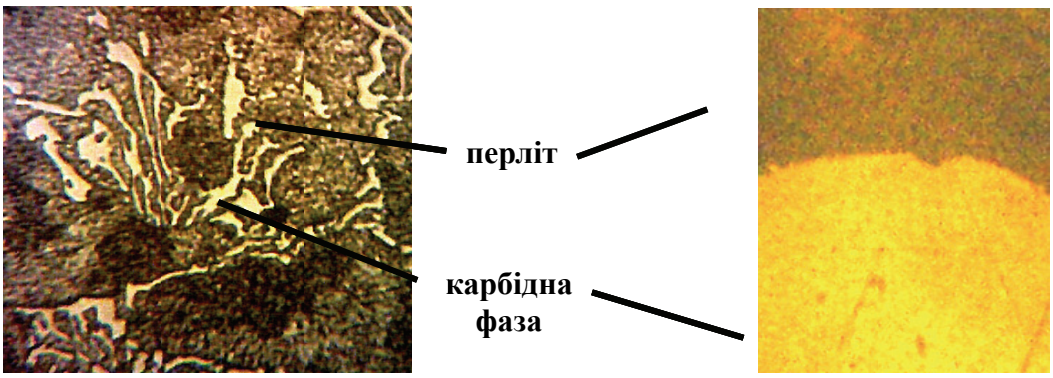


Рис. 4. Структура лігатури FeCrC

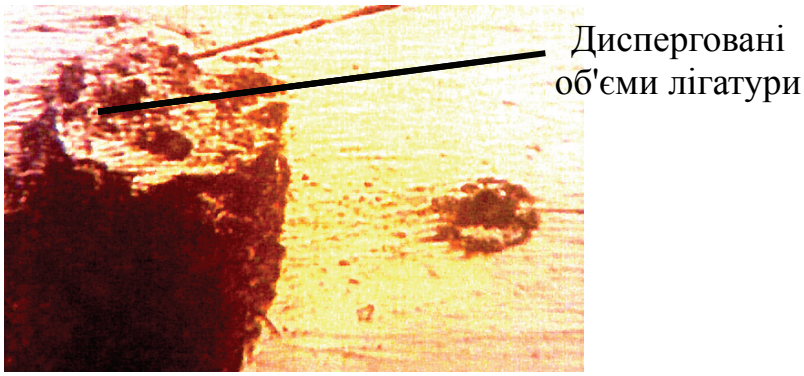


Рис. 5. Відрив від добавки лігатури FeCrC дисперсних шматків, зумовлений дією електромагнітного поля

При визначені впливу вмісту Cr і Fe, розчинених у мідній матриці, на електропровідність сплаву (на виплавлених під електромагнітним впливом макрозразках) встановлено, що при концентрації лігатури 1 % електропровідність сплаву помітно зменшується (табл. 1), розмір вкраплень зміцнюючої фази (b) значно зростає, а щільність їх розподілу (q) суттєво зменшується (табл. 2).

Таблиця 1. Залежність електропровідності сплаву від вмісту лігатури

№ зразка	Добавка лігатури, %	Вміст розчинених елементів в міді, %		Електропровідність, % по відношенню до електропровідності зразка 1
		Cr	Fe	
1	0	0,01	0,05	100
2	1	0,03	0,51	95
3	4	0,04	1,44	92
4	5	0,14	2,31	91

Диспергування (розпилювання) розплаву здійснювалось відцентровим ударним способом із з подальшим охолоджуванням порошку водою. Процес і якість порошку контролювались неруйнівним методом з визначенням електричних і магнітних властивостей.

Таблиця 2. Залежність розміру вкраплень і щільності їх розподілу у сплаві від вмісту лігатури

Параметри	Кількість добавки, %	
	0,7	**1,0**
b, мкм	0,52 ± 0,04	0,94 ± 0,08
q, мм$^{-2}$	3,13·10^4	1,14·10^4

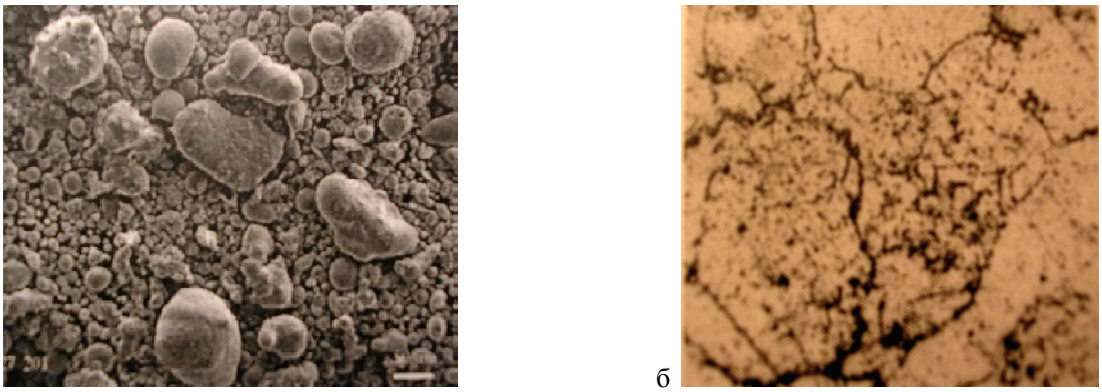
Установка для отримання порошку включала індукційну тигельну піч, з якої розплав зливався у жолоб, в кінці днища якого був циліндричний отвір. Струмінь розплаву з отвору падав на диск з ударними лопатнями, розташований на відстані до 0,5 м від отвору і під невеликим кутом ~ 20º до горизонту. Диск з ударними лопатнями обертався зі швидкістю V ~ 3000 об/хв. через ремінний привід електромотором. Диспергувані об'єми розплаву спрямовувались у воду, де охолоджувались і накопичувались в камері розпилення ємністю ~ 0,2 м^3.

Розподіл частинок порошку за розмірами був близький до нормального – табл. 3.

Таблиця 3 Характеристики отриманих порошків в залежності від зміни швидкості обертання диску з ударними лопатнями

V, об/хв.	Доля порошку з розмірами часток, мкм							Відходи, % мас.
	250 -175	**175 - 145**	**145 - 75**	**75 – 45**	**45 - 35**	**35 - 25**	**< 20**	
2880	5,0	14,0	32,0	22,0	10,0	7,0	10,0	8,5
3060	4,0	10,5	30,5	26,0	11,0	7,0	11,0	7,8

Форма часток і їх мікроструктура у зломі показана на рис. 6.



а б

Рис. 6. Форма часток порошку і їх мікроструктура у зломі: а - форма часток порошку; б - мікроструктура часток у зломі ,× 500

Визначено, що підвищенню спеціальних властивостей контактних пластин – основного елемента сильнострумних струмоз'ємних вузлів залізничного електротранспорту постійного струму – сприяє формування структури сплавів під електромагнітним впливом при мінімізації концентрації компонентів зміцнюючої фази у твердому розчині мідної, рівномірному розподілі вкраплень вказаної фази з розмірами близько 1 мкм при щільності таких вкраплень в матриці на рівні 1…10^5 мм$^{-2}$. При відпрацюванні технологічного процесу в промислових умовах встановлено, що раціонально проводити плавку у графітовому тиглі.

За допомогою металографічних досліджень проб розплаву, одержаних методом швидкісного (~1·10^3 К/с) охолодження дрібних мас металу, встановлено, що розроблений технологічний процес забезпечує емульсований стан розплаву з краплями розміром ~1 мкм.

Визначено, що в сучасних умовах функціонування українського залізничного електротранспорту постійного струму найбільш високо оцінюються серед застосовуваних вставок пантографів різних виробників, у тому числі іноземних, і успішно експлуатуються вітчизняні вставки типу ПКД [7].

Виявлено, що вміст легуючого комплексу FeCrC у дисперснозміцненому мікровкрапленнями розміром 1мкм мідному сплаві, що дорівнює 4 % мас., забезпечує значення твердості матеріалу вставки, виготовленого з порошку цього сплаву, близьке, але не перевищуюче твердість контактного дроту при незначному зниженні електропровідності. При вмісті 8 % мас. FeCrC значно зростає електроопір вставки, а твердість перевищує цей показник контактного дроту. Додавання дисперсного графіту марки ГТ-1 у порошок, зміцнений мікровкрапленнями на основі FeCrC, в кількості 8-10 % мас. найбільш суттєво впливає на зносостійкість пари «вставка - контактний дріт». Найменший знос вставки зафіксовано при вмісті 10 % графіту, а дроту при 8 %. Але знос контактного дроту при 10 % графіту в матеріалі вставки підвищився незначно в порівнянні з вмістом графіту 8 %. Всі ці зразки показали зменшення зносу вставки та контактного дроту у порівнянні з імпортною ВЖЗП більше ніж у 20 разів.

Встановлено технологічні параметри виготовлення модернізованих вставок типу ПКД з нових, зміцнених мікровключеннями, мідних порошків. Робоча шихта, що також містила порошок графіту ГТ-1 змішувалась протягом 2 год. Робочу шихту та мідний порошок для формування пластичного шару, що забезпечує надійність запресовки кріпильних болтів, пресували із зусиллям тиску до 2500 кН для отримання пластини висотою 8-12мм у прес-формі з конічними отворами під болти. Отриману заготовку пластини нагрівали в камерній печі у атмосфері водню зі швидкістю 150°С/хв. до температури до 950°С і витримували 15 хв., після чого розміщували у прес-формі з встановленими кріпильними болтами та здійснювали її гаряче ущільнення за допомогою пресу з енергією 700 МДж/м^3 і швидкістю деформування 1,5 м/с. На рис. 7 показано загальний вигляд отриманих контактних вставок.

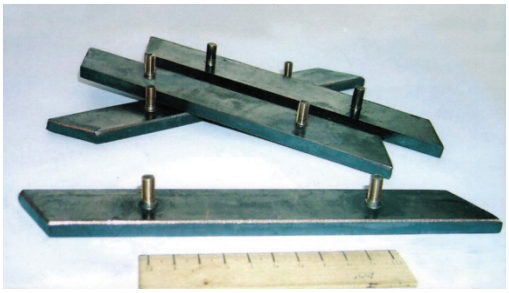


Рис. 7. Фото контактних вставок

Металографічні дослідження показали, що у порівнянні із вставкою типу ПКД, у дослідному зразку спостерігалось зменшення розміру зерна матриці і витончення міжзеренних поверхонь. Включення зміцнюючої фази дослідного зразку мали дисперсність на рівні 1 мкм та рівномірний розподіл у матриці - рис. 8.

У матеріалі вставки ПКД зміцнююча фаза представлена, як дисперсними, так і крупними (до 85 мкм) поодинокими вкрапленнями, та скупченнями дрібніших (3-15 мкм), що досягли або не досягли насичення міддю. Дослідний зразок мав графітові вкраплення меншого розміру (як у довжину, так і за товщиною) з меншими порами. Таке покращення мікроструктури привело до підвищення мікротвердості матриці на 10 кг/мм^2 і сприяло підвищенню показників твердості, електропровідності і інших властивостей.

Проведено комплекс вимірювань властивостей дослідних зразків вставок і встановлено діапазон значень показників, які відповідають якісним виробам та відпрацьовані неруйнівні методи контролю на базі застосування приладів УВС-1 та «IRONTEST».

Виконано порівняльні випробування дослідних вставок та тих, які експлуатуються «Укрзалізницею» [8] на електротягах постійного струму і встановлено, що дослідні вставки мають найбільш збалансовані з показниками властивостей контактного дроту характеристики. Це дозволяє прогнозувати збільшення ресурсу пробігу дослідних вставок пантографів у вантажному та пасажирському русі порівняно з серійними вставками: типу ПКД на 25 %; з пантографної міді не менш ніж в 5 разів; імпортованих МГ-487 у 2,5 рази (рис. 9).

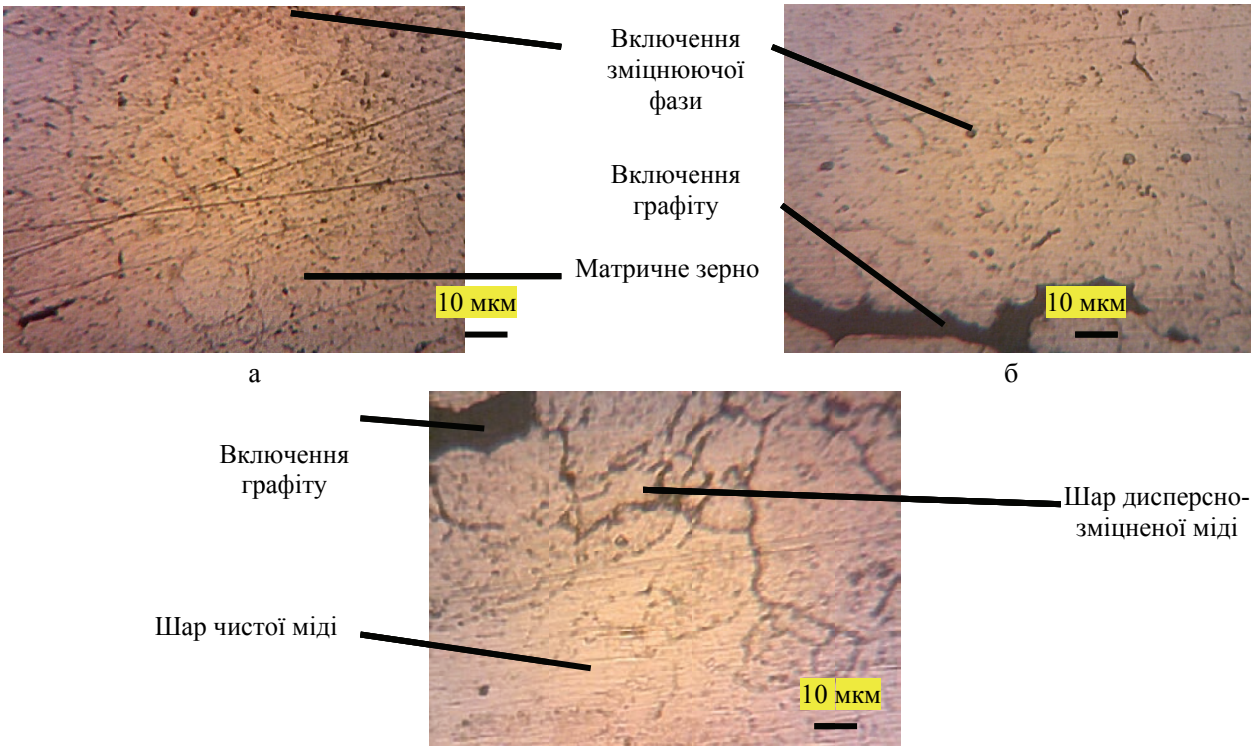


Рис. 8 Мікроструктури різних шарів отриманих контактних вставок: а - робочий шар; б - зона робочого шару з вкрапленнями графіту; в - перехідна зона між робочим і мідним шарами

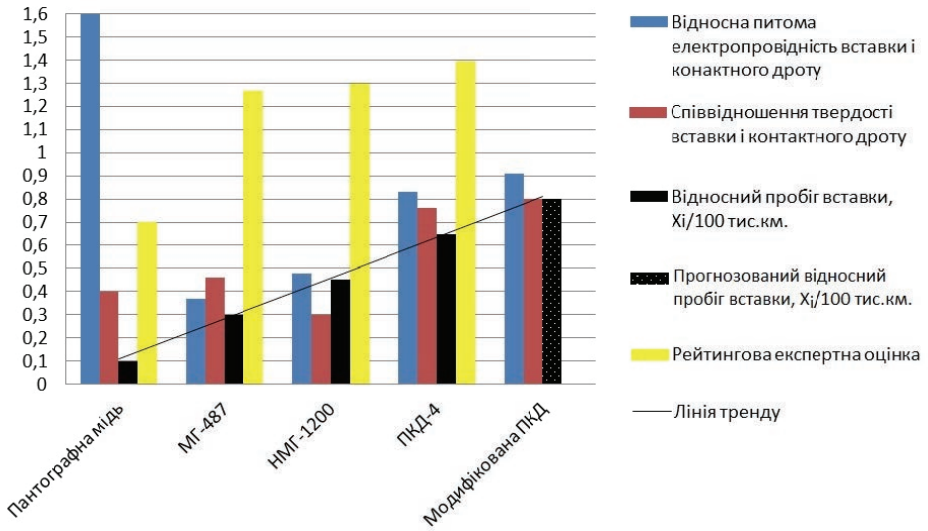


Рис. 9. Співставлення відносних показників якості пари тертя «контактний дріт-вставка»

Проводяться експлуатаційні випробування дослідних струмоз'ємних вставок пантографів на пасажирських електровозах серії ВЛ10 та вантажних електровозах серії ВЛ11м постійного струму.

1. *Берент В.Я.* Материалы и свойства электрических контактов в устройствах железнодорожного транспорта. – Москва: «Интекст», 2005. – 408 с.
2. *Михеев В.П., Сидоров О.А., Саля И.Л.* Исследование и прогнозирование износа контактных пар устройств токосъёма // Известия вузов. Электромеханика. 2003. – 5. – С. 74-79.
3. *Берент В.Я.* Перспективы улучшения работы сильноточного скользящего контакта «контактный провод – токосемный элемент полоза токоприемника» // Железные дороги мира. – 2002. – 10. – С. 46-51.
4. *Кириевский Б.А.* Влияние неоднородностей в расплаве на структурообразование и современные технологии получения литых сплавов // Процессы литья. – 1998. – 3-4. – С. 68-75.
5. *Середенко В.А., Кириевский Б.А., Дубоделов В.И., Середенко Е.В.* Вплив методів отримання металевих розплавів монотектичних систем на литу структуру заготівок // Процеси лиття. – 2002. – 1. – С 23-29.

6. *Гельфгат Ю.М., Лиелаусис О.А., Щербинин Э.В*. Жидкий металл под действием электромагнитных сил. - Рига: Зинатне, 1975. – 248 с.
7. *Баб'як М.О., Недужа Л.О., Котик В.Я*. Дослідження зносу накладок струмоприймачів електрорухомого складу постійного струму // Електрифікація транспорту, 2, 2011. -С.10-12.
8. *Горобец В.Л., Бабяк Н.А., Ярмак А.Я., Бондарев А.М***.** Методология комплексной оценки эксплуатационных качеств накладок токоприемников электроподвижного состава // Вісник Східноукраїнського Національного Університету імені Володимира Даля, Вип. 1 (218), -2015. -С. 297-302.

ПРОЕКТ 7.10

Створення універсальної системи підвищення надійності та подовження ресурсу при будівництві та реконструкції мостових та будівельних конструкцій з використанням акустичного каротажу та віброударної діагностики

УДК 681.518.5:624

СТВОРЕННЯ УНІВЕРСАЛЬНОЇ СИСТЕМИ ПІДВИЩЕННЯ НАДІЙНОСТІ ТА ПОДОВЖЕННЯ РЕСУРСУ ПРИ БУДІВНИЦТВІ ТА РЕКОНСТРУКЦІЇ МОСТОВИХ ТА БУДІВЕЛЬНИХ КОНСТРУКЦІЙ З ВИКОРИСТАННЯМ АКУСТИЧНОГО КАРОТАЖУ ТА ВІБРОУДАРНОЇ ДІАГНОСТИКИ

М.В. МИСЛОВИЧ[1], д-р техн. наук, **Л.Б. ОСТАПЧУК**[1], **Р.М. СИСАК**[1], **А.Д. ГОРОДЖА**[2], кандидати техн. наук,
Ю.О. НОВОТАРСЬКИЙ[2], **Б.О. ТРОЩИНСЬКИЙ**[2] , інженери
([1]Інститут електродинаміки НАН України,
[2]Київський національний університет будівництва і архітектури)

Представлено результати виконання науково-дослідного проекту по розробці універсальної комп'ютерної системи, призначеної для дефектоскопії мостових та будівельних конструкцій з використанням методів акустичного каротажу та віброударної діагностики. Основною метою проекту було підвищення надійності та подовження ресурсу при будівництві та реконструкції мостових та будівельних конструкцій шляхом розроблення та впровадження відповідних технічних засобів. Застосування розробленої системи дозволить визначати ступінь надійності несучих залізобетонних конструкцій, у тому числі при відновленні об'єктів, частково зруйнованих внаслідок стихійних лих, техногенних та інших катастроф.

Ключові слова: *будівельні та мостові конструкції, віброударна діагностика, метод акустичного каротажу*

Вступ. У сучасному будівництві до 75 % будівель і споруд зводяться на пальових фундаментах (буронабивні палі і стовпи, буроінєкційні по CFA-технології, тощо). З початку використання бетонних паль досі існує проблема забезпечення надійності фундаментів, оскільки процес улаштування паль приховано від спостереження і в палях можливе утворення дефектів, які можуть привести споруду до аварійного стану. Технології улаштування паль постійно удосконалюються, однак повністю уникнути утворення дефектів у стовбурах паль досі не вдається.

Науково-дослідною лабораторією діагностики агрегатів, конструкцій і споруд (НДЛ ДАКіС) науково-дослідного комплексу Київського національного університету будівництва та архітектури (КНУБА) були проведені масштабні дослідження з метою систематизації характерних дефектів у палях різного виконання та встановлення причин їх утворення [1]. При цьому фірмою «Фундамент» (м. Київ) сумісно з НДЛ ДАКіС на різних об'єктах міста Києва було витягнуто понад 2 тисячі забивних паль (довжиною 6, 8 і 10 м), котрі були занурені 10...15 років тому. Приблизно 80 % з них мали один чи декілька дефектів. В результаті досліджень було встановлено, що основними причинами утворення

© М.В. МИСЛОВИЧ, Л.Б. ОСТАПЧУК, Р.М. СИСАК, А.Д. ГОРОДЖА[2], Ю.О. НОВОТАРСЬКИЙ, Б.О. ТРОЩИНСЬКИЙ, 2015

дефектів у палях є порушення технології виконання робіт, а також вплив ґрунтових умов; однак, дефекти в стовбурах паль можуть утворюватись також і при повному дотриманні технології їх улаштування. Отримані результати свідчать про необхідність проведення дефектоскопії виготовлених паль з використанням спеціальних технічних засобів.

В ході виконання проекту «Створення методів і системи ударної діагностики для визначення технічного стану і подовження ресурсу будівельних і мостових конструкцій» по програмі РЕСУРС (2010 – 2012 роки) була розроблена система віброударної діагностики будівельних та мостових конструкцій, в основу роботи якої покладені математичні ймовірнісні моделі вібрацій та статистичні методи їхньої обробки [2]. Завдяки цьому було досягнуто підвищення достовірності результатів дефектоскопії занурених у ґрунт залізобетонних паль малої та середньої довжини. Однак, технічні обмеження, притаманні вібро-ударному методу, не дозволяють застосовувати цю систему для дефектоскопії довгих паль.

Для забезпечення високої ефективності та достовірності дефектоскопії особливо відповідальних несучих конструкцій було розроблено універсальну комп'ютерну систему, в якій одночасно реалізовані два методи неруйнівного контролю залізобетонних конструкцій: віброударний та метод акустичного каротажу. Розглянемо отримані результати.

Методи дефектоскопії залізобетонних конструкцій. На даний час відомо декілька методів для неруйнівного обстеження та діагностики (дефектоскопії) занурених у ґрунт конструкцій з обмеженим доступом. Серед них найбільшого поширення набули два методи – луно-метод та метод акустичного каротажу. Незважаючи на суттєві відмінності в принципах, що покладені в основу цих двох методів, у ході виконання проекту було знайдено технічні рішення, які дозволили реалізувати обидва ці методи у єдиній універсальній системі, призначеній для визначення фактичного технічного стану пальових фундаментів, а також створити дослідний зразок такої системи. Розглянемо ці принципи детальніше.

Луно-метод був запропонований 1960-х роках Жаном Паке (Франція) [3]. Основний принцип методу полягає в тому, що з вільного торця палі за допомогою ударного пристрою (спеціального молотка) збуджується пружна поздовжня хвиля стиснення – так званий зондувальний імпульс (рис. 1). При поширенні ця хвиля відбивається від тих ділянок, де змінюється хвильовий опір матеріалу (відбувається зміна геометричних параметрів конструкції або зміна фізико-механічних властивостей матеріалу), у тому числі й від кінця палі. Приймач пружних хвиль (датчик), що встановлений поруч з точкою збудження, сприймає зондувальний імпульс, а також імпульси, відбиті від неоднорідностей та кінця стовбура палі. Миттєві значення його сигналу пропорційні швидкості або прискоренню переміщення торця палі (в залежності від типу встановленого датчика). Вони фіксуються у вигляді функції часу за допомогою пристрою, що перетворює їх у числовий код та передає в комп'ютер для подальшої обробки. Отримана таким чином реалізація хвильового процесу в конструкції містить інформацію про внутрішній стан стовбура палі – міцність матеріалу, присутність дефектів, їх параметри і координати по довжині палі. Частотна область хвильових процесів при цьому виді генерації пружних хвиль становить 0,5...10 кГц. В якості приймача використовується сейсмодатчик (вимірює віброшвидкість) або акселерометр (віброприскорення).

Основна перевага луно-методу полягає в тому, що його застосування не вимагає спеціальної підготовки паль для проведення обстежень, тому цей метод може бути використаний для масового контролю паль. Із недоліків методу слід зазначити його низьку ефективність при перевірці довгих паль (коли довжина палі перевищує 20...30 її діаметрів) внаслідок значного згасання сигналу, а також порівняно низьку роздільну здатність та складність інтерпретування результатів перевірки конструкцій зі складною геометричною формою чи при наявності декількох дефектів. Тому на відповідальних об'єктах виникає необхідність додатково використовувати метод акустичного каротажу.

Метод акустичного каротажу використовується для оцінки стану бетону монолітних паль (кесонів або бурових стовпів) і залізобетонних стін у ґрунті. Один п'єзоелектричний перетворювач використовується для генерації сигналу, який поширюється у вигляді звукової хвилі (хвилі стиснення) всередині бетону, а інший датчик використовується для виявлення сигналу. Кожен перетворювач поміщають у вертикально розташовану трубу з ПВХ або сталі, яка була прикріплена до арматурного каркаса й наповнення водою до початку укладання бетону. Вода діє в якості контактного середовища між датчиком і трубою. Типова схема розташування труб і принципи тестування зображені на рис. 2, *а*.

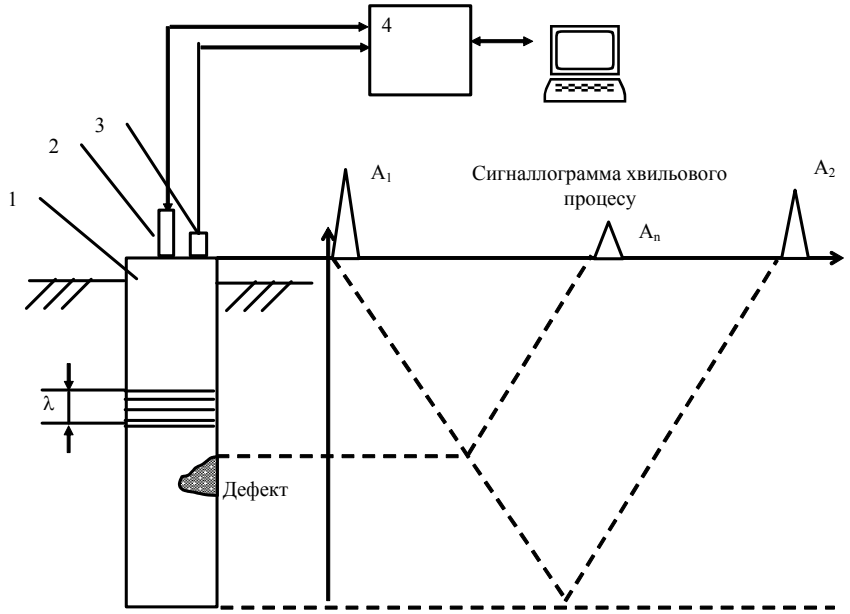


Рис. 1. Спрощена схема луно-методу для дефектоскопії паль: 1 – паля; 2 і 3 – збуджувач та приймач пружних хвиль; 4 – контролер; 5 – комп'ютер; A1 і A2 – зондуючий та відбитий сигнали; An – відбиття від дефекту; λ – довжина пружної хвилі

Передавач і приймач опускаються на дно відповідних трубок, і розміщені таким чином, що вони знаходяться в одній горизонтальній площині. Під час проведення обстеження перетворювач-випромінювач генерує звукові імпульси (з частотою ≈ 10 імпульсів на секунду), які детектуються за допомогою приймача в сусідній трубці. Обидва перетворювачі одночасно витягують зі сталою швидкістю ≈ 0,5 м/с поки вони не досягають верху стовбура. Цей процес повторюють для всіх можливих комбінацій пар трубок (по периметру і діагоналях). Наприклад, на рис. 2, *б* показано шість комбінацій пар труб, які можуть використовуватися при конфігурації з чотирма трубками в буровому стовпі. Збільшення діаметра стовбура вимагає використання більшої кількості труб, що збільшує і число комбінацій, покращуючи тим самим роздільну здатність в зоні тестування. За результатами обстеження при кількості труб більше трьох можливо отримати тривимірну модель палі (томографію).

Зупинимося на розгляді особливостей побудови дослідного зразка універсальної системи акустичного каротажу та віброударної діагностики пальових фундаментів, створеного під час виконання проекту.

Структура дослідного зразка системи. Незважаючи на те, що для забезпечення вимірювань хвильових процесів при застосуванні розглянутих вище методів висуваються різні вимоги до АЦП (для луно-методу необхідні велика розрядність при відносно невисокій частоті дискретизації, а для акустичного каротажу навпаки – вища частота дискретизації при відносно невеликій розрядності) при виготовленні дослідного зразка універсальної системи в ході виконання проекту було використано один мікроконтролер для реалізації обох методів.

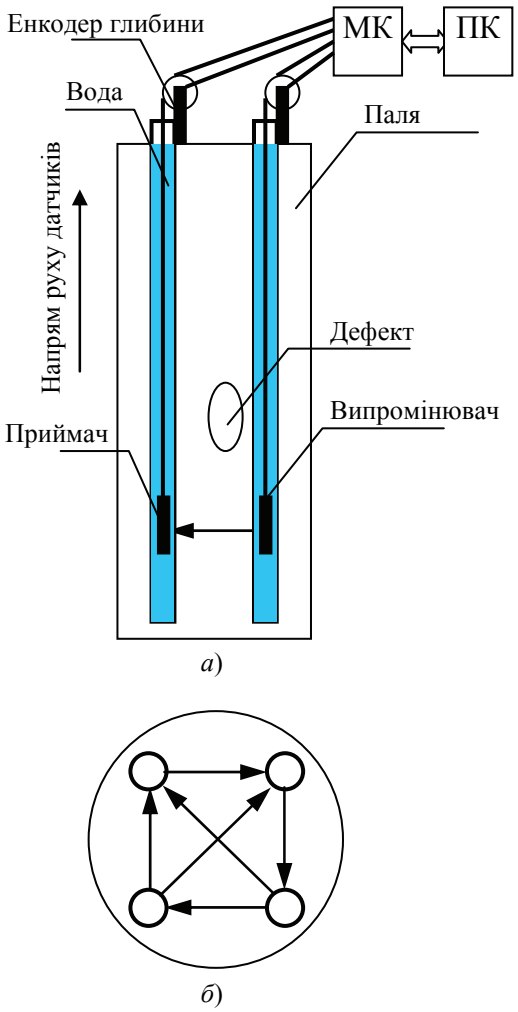


Рис. 2. Спрощена схема акустичного каротажу: *а* - схема проведення каротажу; *б* - комбінації прозвучування при схемі з чотирма трубами

Узагальнена структурна схема удосконаленого модуля збору інформації універсальної системи акустичного каротажу та віброударної діагностики зображена на рис. 3.

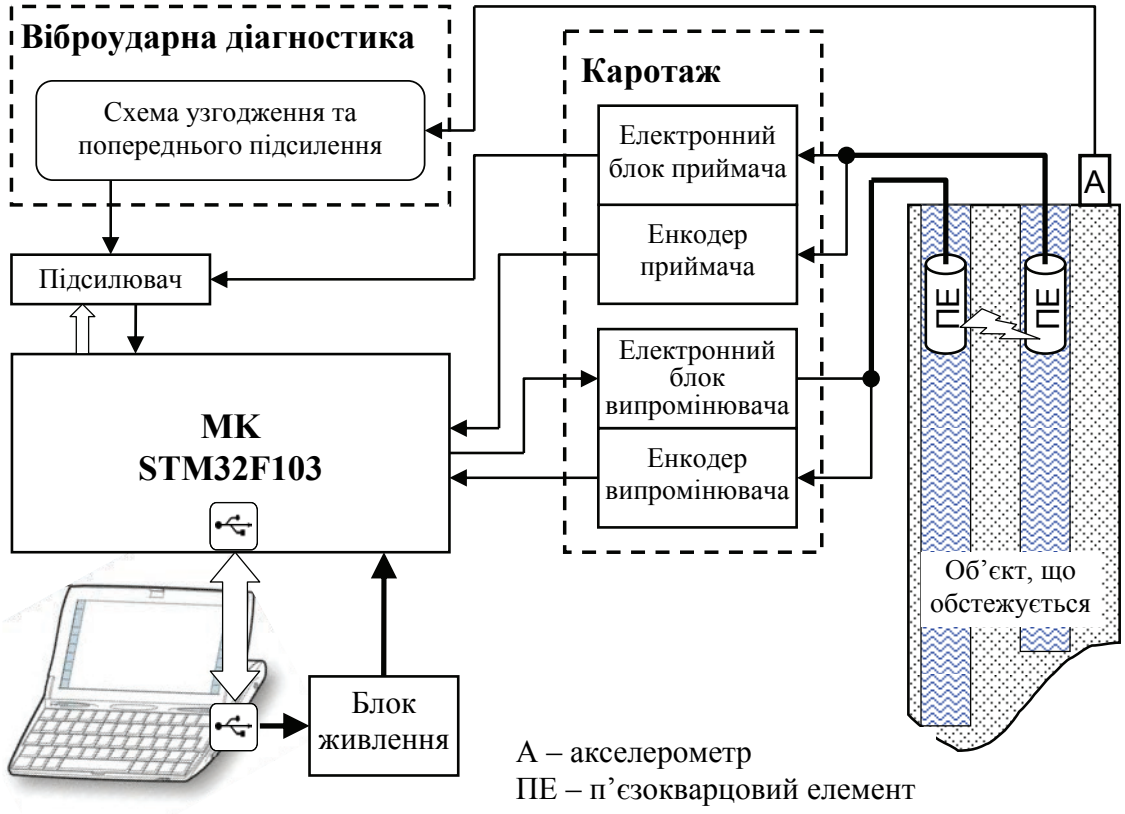


Рис. 3. Структурна схема модуля збору інформації системи віброударної діагностики та акустичного каротажу

Робота системи здійснюється під впливом сигналів управління, які надсилаються через універсальний порт комп'ютера USB спеціальним програмним забезпеченням. Вхідні дані заносяться в блок регістра керування режимами роботи для визначення необхідного режиму роботи апаратури.

Вхідна інформація містить:

– коефіцієнти підсилення для чотирьох каналів датчиків;

– вибір частоти перетворення аналогових сигналів у цифрову форму;

– ознаку способу запуску апаратури під час проведення вимірювання.

Керування всіма елементами апаратури збору інформації здійснюється за допомогою мікроконтролера типу STM32F103. Мікроконтролери STM32 виконані на основі технології Cortex-M3, яка спеціально розроблена для застосувань, де необхідні розвинені системні ресурси і при цьому мале енергоспоживання. При цьому вони мають настільки низьку вартість, що можуть конкурувати з традиційними 8- і 16-бітними мікроконтролерами.

Блок підсилювача виконаний на основі диференційних підсилювачів з програмованим коефіцієнтом підсилення типу AD8231. Підсилений сигнал надходить на вбудований в мікроконтролер АЦП, а режим його роботи задається в залежності від виду вимірювань. Необхідно зазначити, що використаний мікроконтролер містить два окремих АЦП, кожен з яких може працювати з частотою дискретизації до 1 МГц. Це надає можливість при виконанні каротажу піднімати частоту дискретизації до 2 МГц, а в режимі луно-методу виконувати усереднення даних, тим самим збільшуючи чутливість перетворювача. Дискретні входи і виходи мікроконтролера використовуються для під'єднання енкодера глибини та інших цифрових датчиків, а також для керування випромінювачем ультразвукових коливань.

Отримані в ході обстеження дані накопичуються в статичному запам'ятовуючому пристрої мікроконтролера і після виконання вимірювань передаються через шину USB у комп'ютер. Використання такого режиму роботи зменшує кількість цифрових завад. Також можливий режим попередньої обробки отриманих даних в мікроконтролері, що зменшує обсяг обміну даними по шині USB.

Слід зазначити, що для оптимізації процесу передачі даних та зменшення їх обсягу при проведенні обстежень методом каротажу задається спеціальний режим упаковки даних. Суть його полягає у наступному. Пружні хвилі, викликані вібраційними коливаннями п'єзокварцових елементів, надходять до приймача коливань з певною затримкою. Оскільки відомі база прозвучування і максимальна швидкість поширення хвиль, то тривалість цієї затримки можна розрахувати. Таким чином, можна знехтувати деякою визначеного розміру вибіркою даних, і тим самим зменшити обсяг буфера даних, що передаються в комп'ютер. В результаті можна передавати однаковий за розміром буфер, незважаючи на різну базу прозвучування. Це значно спрощує структуру як програмної, так і апаратної частини, оскільки статичний розмір буфера дозволяє уникнути зайвого використання динамічної пам'яті та спростити структури даних для зберігання результатів вимірювання. В режимі луно-методу також записується буфер фіксованої довжини, надмірність інформації при обстеженні коротких паль може використовуватись для проведення аналізу не тільки у часовій, а і у частотній області.

При проведенні випробувань використовується автоматичне регулювання рівня підсилення, що зменшує навантаження на оператора. Фактичне значення коефіцієнта підсилення, як і значення лічильників енкодерів глибини, передаються у пакеті разом із основними даними вимірювань.

Елементи підсистеми реалізації луно-методу. Апаратура для підсистеми реалізації луно-методу не потребує розробки окремих електронних блоків. Для збудження пружних коливань використовується ударний молоток (рис. 4, *а*) з вбудованим датчиком прискорення та змінними насадками. Сигнал датчик прискорення використовується для запуску системи. Перевищення певного рівня прискорення (в момент удару) сигналізує системі, що необхідно розпочинати запис даних. Крім того, сигнал з датчика прискорення може бути використаний для уточнення параметрів матеріалу, по якому було здійснено удар. Сигнал з акселерометра надалі інтегрується та може використовуватись для проведення модального аналізу.

а *б*

Рис. 4. Молоток для проведення випробувань луно-методом (*а*) та адаптований для луно-методу датчик швидкості (*б*)

Для реєстрації сигналів хвильових процесів у палі використовуються датчики швидкості, акселерометри або інші датчики прискорення відповідного частотного діапазону (рис. 4, *б*), у конструкцію яких додається кріплення для фіксації датчика на поверхні оголовку палі. Для забезпечення акустичного контакту використовуються спеціальні акустичні мастики, що наносяться на очищену поверхню бетону.

Елементи підсистеми реалізації акустичного каротажу. Для реалізації методу акустичного каротажу в якості датчика сигналів доцільно застосовувати п'єзокварцові елементи циліндричної форми невеликого розміру, що пов'язано з розміром внутрішнього діаметра труб, призначених для каротажу в тілі мостових та будівельних конструкцій, які підлягають технічному діагностуванню. Датчики встановлюються однотипними завдяки тому, що всередині корпусу датчиків знаходяться тільки однотипні п'єзокварцові елементи, а їх електронні блоки винесені в центральний модуль управління. Це дає змогу використовувати датчики як взаємозамінні, тобто кожен датчик може виступати як у якості випромінювача сигналів, так і в якості приймача сигналів. Крім того, розміщення тільки п'єзокварцових елементів без електронних блоків у датчиках призводить до значного спрощення конструкції корпусів датчиків, що має велике значення для вирішення питання їх герметичності у водному середовищі труб, в які занурюються датчики при проведенні вимірювання, оскільки в таких умовах датчики перебувають під дією значного тиску.

Передача сигналів відбувається по кабелях значної довжини (до 100 м). Знаходження електронного блоку випромінювача в безпосередній близькості до мікроконтролера дає можливість формування необхідних сигналів у самому мікроконтролері для роботи датчика-випромінювача. Мікроконтролер

виробляє два види сигналів управління електронним блоком випромінювача: серію сигналів «накачки» високої напруги на високовольтному трансформаторі та сигнал миттєвого розряду цієї напруги, в результаті чого в п'єзокварцовому елементі генеруються ультразвукові коливання, які поширюються в тілі досліджуваної конструкції. Структурна схема електронного блоку випромінювача зображена на рис. 5.

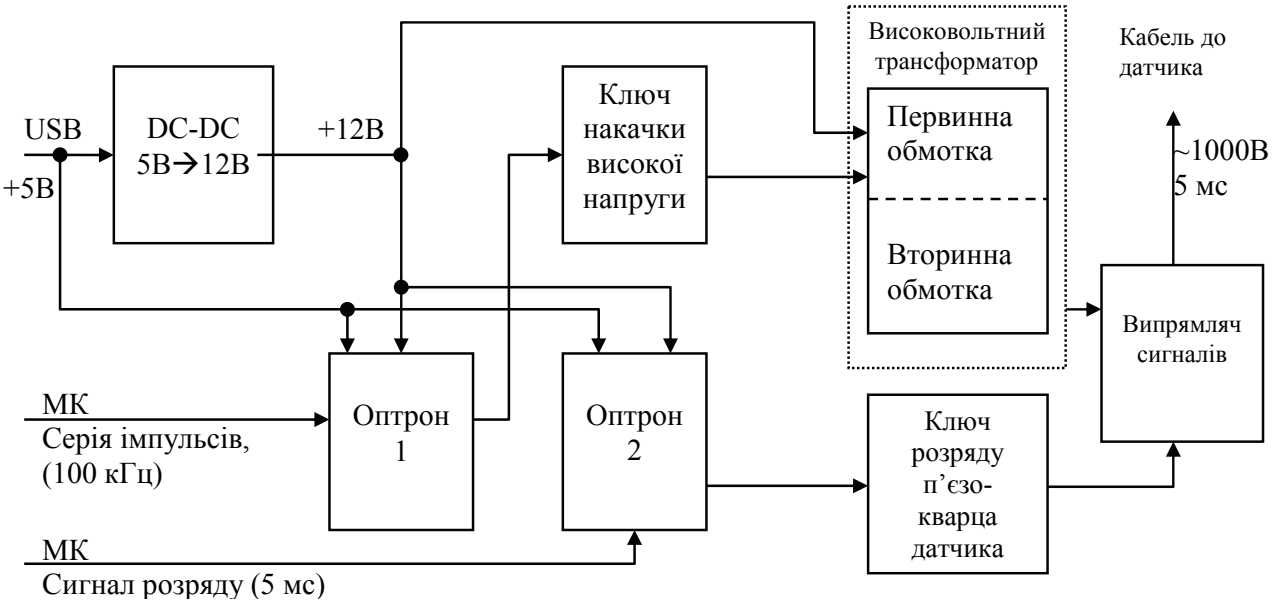


Рис. 5. Структурна схема електронного блоку випромінювача

Оскільки електронний блок випромінювача генерує короткий (5 мс) високовольтний сигнал амплітудою приблизно 1000В, який проходить по кабелю довжиною до 100 м до датчика, то виникає необхідність виконати гальванічну розв'язку цього блоку від інших електричних кіл універсальної системи акустичного каротажу та віброударної діагностики (комп'ютер, інші електронні блоки). Для цього до складу електронного блоку введено наступні елементи: перетворювач напруги +5В, яка надходить від USB порта комп'ютера, в +12 В з гальванічною розв'язкою цієї напруги; дві мікросхеми оптронів, що застосовані для гальванічної розв'язки сигналів мікроконтролера від електронного блоку випромінювача. В такому разі такі елементи, як ключ накачки високої напруги, ключ розряду п'єзокварцового елемента датчика, високовольтний трансформатор, випрямляч сигналів, кабель з датчиком не мають електричного зв'язку з іншими колами вимірювальної системи.

Серія сигналів з частотою 100 кГц, які надходять з виходу першого оптрона на вхід ключа накачки, запускає в роботу первинну обмотку високовольтного трансформатора з коефіцієнтом трансформації 100. При цьому амплітуда сигналів на його вторинній обмотці в кінці серії імпульсів тривалістю 5 мс досягає величини ≈1000 В. Після випрямлення напруги на вторинній обмотці трансформатора п'єзокварцовий елемент випромінювача буде заряджений до потенціалу такої ж величини. В кінці серії імпульсів накачки на мікроконтролері виробляється імпульс тривалістю 20 мс, який через другий оптрона надходить на ключ розряду для миттєвого розряду потенціалу на п'єзокварцовому елементі випромінювача. Часова діаграма роботи електронного блоку випромінювача зображена на рис. 6.

Розряд потенціалу на п'єзокварцовому елементі викликає появу ультразвукових коливань, які згасають протягом 20 мс. Поширюючись у тілі досліджуваної конструкції, ці коливання досягають приймача, в якому генеруються електричні сигнали з тією ж частотою, що і у випромінювача. При цьому важливо, щоб резонансні частоти обох п'єзокварцових елементів співпадали з достатньою точністю (допустима відмінність не більше 0,5 %).

Програмне забезпечення управління системою. Для проведення випробувань було розроблено спеціальне прикладне програмне забезпечення, яке дає можливість враховувати велику кількість параметрів для проведення обстежень, що необхідно для подальшого створення звітної документації. Програма влаштована таким чином, що всі випробування групуються у базі даних за наступними критеріями:

Фірма-замовник → Об’єкт замовника → Елемент Об’єкт → Номер/назва конструкції.

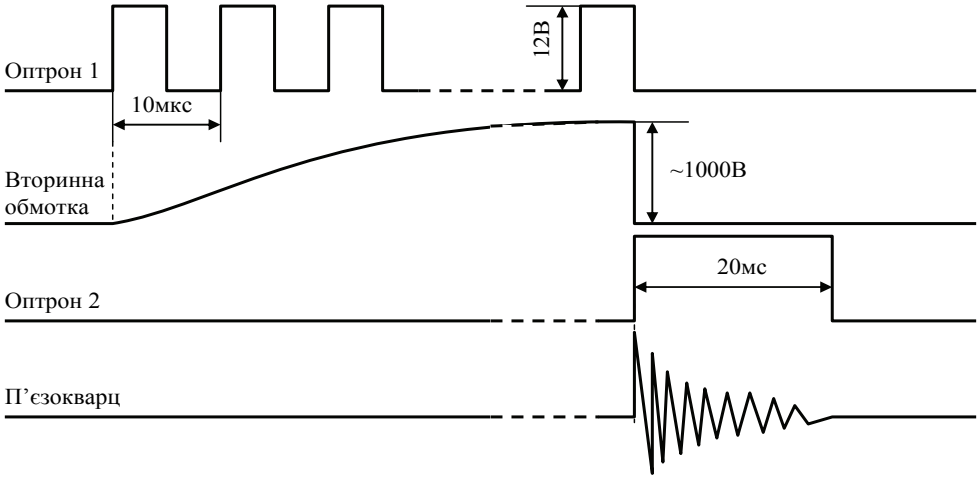


Рис. 6. Часова діаграма роботи електронного блоку випромінювач

Вибір даних критеріїв виконується оператором за допомогою візуальних компонентів перед початком обстежень.

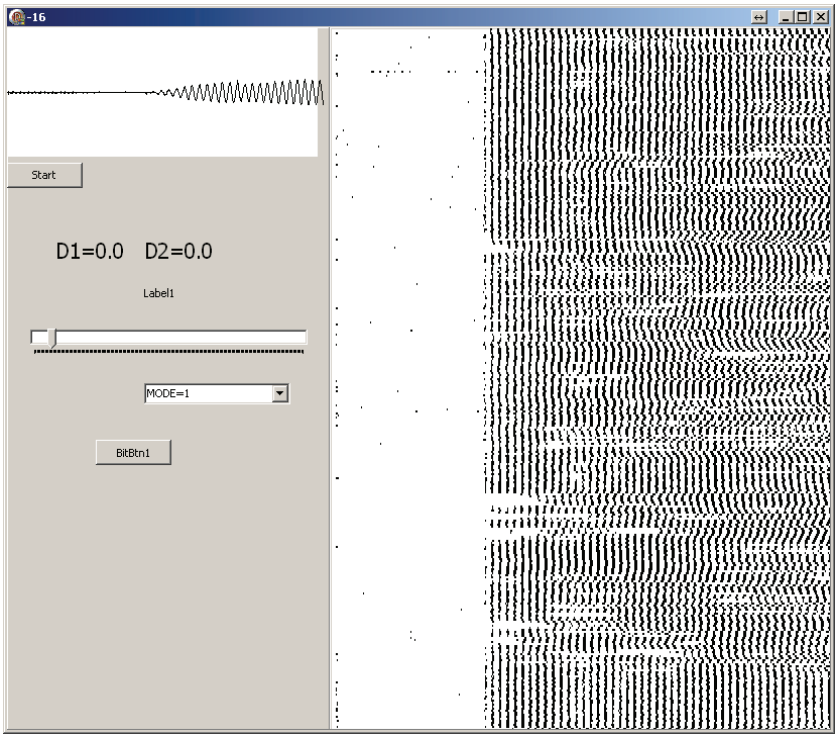


Рис. 7. Робочий екран програми в режимі каротажу

Випробування відображаються у вигляді списку, який містить основні параметри конструкції; у випадку паль це: номер, проектна довжина, діаметр палі. Також включається дата проведення обстеження.

Таким чином, для проведення нового обстеження необхідно спочатку вибрати чи задати параметри розташування конструкції. При цьому тип конструкції можна вибирати з переліку, а також є можливість для кожної конструкції додавати коментар, що надає допомогу при проведенні аналізу результатів обстежень.

Робочий екран проведення випробувань в режимі каротажу наведений на рис. 7. У його верхній лівій частині виводиться графік поточної реалізації хвильового процесу. У центральній частині екрану наводиться відображення у спеціальному режимі, де по вертикальній шкалі відкладаються значення лічильників енкодерів глибини, а по горизонтальній шкалі з урахуванням бази прозвучування

відтворюються значення реалізацій у режимі контрастності, що надає можливість контролювати весь процес каротажу по всій глибині палі.

Висновки. Таким чином, під час виконання проекту було показано, що для достатньо повного та ефективного обстеження занурених у ґрунт бетонних паль особливо відповідальних об'єктів необхідно використовувати у сукупності два методи дефектоскопії: віброударну діагностику на основі луно-методу та метод акустичного каротажу.

Розроблено та виготовлено експериментальний зразок системи акустичного каротажу та віброударної діагностики на основі п'єзокварцових елементів уніфікованої конструкції та удосконалених електронних блоків. Проведено його експериментальні випробування в умовах будівельних майданчиків із застосуванням спеціальної випробувальної апаратури.

Результати роботи можуть бути використані як при зведенні нових мостових та будівельних конструкцій, так і при відновленні об'єктів, частково зруйнованих внаслідок стихійних лих, техногенних та інших катастроф, у тому числі у східних регіонах України.

1. *Городжа А.Д., Трощинський Б.О., Козел В.П.* Сучасний стан контролю якості залізобетонних паль і бурових стовпів // Основи і фундаменти. – 2006. – Вип. 30. – С. 34 – 38.
2. *Мислович М.В.* Створення методів та системи ударної діагностики для визначення технічного стану та подовження ресурсу будівельних та мостових конструкцій / М.В.Мислович, А.Д.Городжа, Л.Б.Остапчук, Р.М.Сисак, К.А.Городжа, Ю.О.Новотарський, Б.О.Трощинський // Збірник наукових статей з цільової програми «Ресурс». – К.: Вид-во Ін-ту електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, 2012. – С. 456 – 463.
3. *Paquet J.* Etude vibratoire des pieux en be′tonreponse harmonique et impulsionelle. Application au controle / Annales de i institut Technique du Batiment et des travaux Pablics. – 1968. – Mai. – PP. 794 – 803.

ПРОЕКТ 7.11

Створення системи керування процесом контактного зварювання оплавленням рейок у стаціонарних і польових умовах, що забезпечує підвищення експлуатаційного ресурсу та надійності залізничних колій

СТВОРЕННЯ СИСТЕМИ КЕРУВАННЯ ПРОЦЕСОМ КОНТАКТНОГО ЗВАРЮВАННЯ ОПЛАВЛЕННЯМ РЕЙОК У СТАЦІОНАРНИХ І ПОЛЬОВИХ УМОВАХ, ЩО ЗАБЕЗПЕЧУЄ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОГО РЕСУРСУ ТА НАДІЙНОСТІ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІЙ

С.І. КУЧУК-ЯЦЕНКО, П.М. РУДЕНКО, В.С. ГАВРИШ, О.В. ДІДКОВСКИЙ, Е.В. АНТІПИН, М.Д. ГОРОНКОВ
(ІЕЗ ім. Е. О. Патона НАНУ, м. Київ)

Для контактного стикового зварювання рейок із термічно зміцненої сталі проведені дослідження та розроблені режими зварювання і технічні умови (ТУ) на процес. Відповідно до ТУ розроблена дворівнева система, яка дозволяє підвищити точність контролю та керування процесом зварювання. На нижньому рівні в системі прямого цифрового керування для контролю якості зварних з'єднань запропонований алгоритм на основі «нечіткої» логіки, який враховує розмитість границь припустимих відхилень, розподіл параметрів процесу всередині допуску та взаємний вплив комбінації параметрів на показник якості стику. Контроль технічного стану устаткування здійснюється по даним тестової і функціональної діагностики. Для забезпечення стабільного енерговкладання розроблено обладнання стабілізації напруги на вході зварювального трансформатора при живленні від двофазної електричної мережі та перетворювач частоти і числа фаз для живлення від трифазної мережі. На верхньому рівні в діагностичному центрі УКРЗАЛІЗНИЦІ здійснюється статистична обробка протоколів зварювання рейок, які надходять із підприємств галузі, для виявлення відхилень, які складно проконтролювати прямими вимірами, наприклад, незадовільне виконання допоміжних операцій по підготовці рейок перед зварюванням, відхилення фізико-хімічних властивостей металу рейок, незадовільне дотримання технологічних операцій зварником, незадовільні умови виробництва. Розроблені алгоритми і технічні засоби автоматизації пройшли експериментальну перевірку й можуть бути рекомендовані для подальшого впровадження у виробництво

Ключеві слова: *контактне стикове зварювання, термічно зміцнені залізничні рейки, система керування, контроль якості, контроль технічного стану обладнання, статистичний контроль*

При контактному стиковому зварюванні рейок здійснюється контроль технологічних параметрів режиму з фіксацією їх комп'ютерною системою керування для кожного стику. Контроль якості перевіряється допусковим контролем на відхилення параметрів, обумовленим у технічних умовах (ТУ). Для підвищення надійності контролю після зварювання також здійснюється ультразвукова дефектоскопія стиків і періодично проводяться механічні випробування зварених зразків рейок і видається висновок про відповідність заданого технологічного режиму необхідній якості стика. Виробництво нових рейок з термічнозміцнених сталей поставило задачу розробки нових режимів зварювання, умов їх виконання й системи контролю й керування процесом.

З урахуванням можливостей існуючих систем керування по контролю й регулюванню процесом була розроблена система керування (рис. 1), яка, крім прямого цифрового керування зварювальним процесом, виконує наступні функції:

- прогнозування якості звареного стику по параметрах процесу по більш досконалих алгоритмах з можливістю залучення до прогнозування в особливих випадках кваліфікованих фахівців;
- контроль технічного стану зварювального устаткування й вироблення рекомендацій і планування технічного обслуговування його;
- виявлення і розпізнавання аварійних ситуацій для негайного втручання в технологічний процес;
- виявлення систематичних відхилень і трендів параметрів процесу зварювання, які можуть приводити до погіршення показників якості зварених з'єднань, розробка рекомендацій з корегування

© С.І. КУЧУК-ЯЦЕНКО, П.М. РУДЕНКО, В.С. ГАВРИШ, О.В. ДІДКОВСКИЙ, Е.В. АНТІПИН, М.Д. ГОРОНКОВ, 2015

параметрів режиму зварювання.

При дослідженні процесу контактного зварювання сучасних марок термічно зміцнених залізничних рейок, зокрема, з киснево-конвертерної сталі марки К76Ф, були розроблені режими, що забезпечують високо концентрований нагрів при зварюванні та дозоване енерговкладання [1].

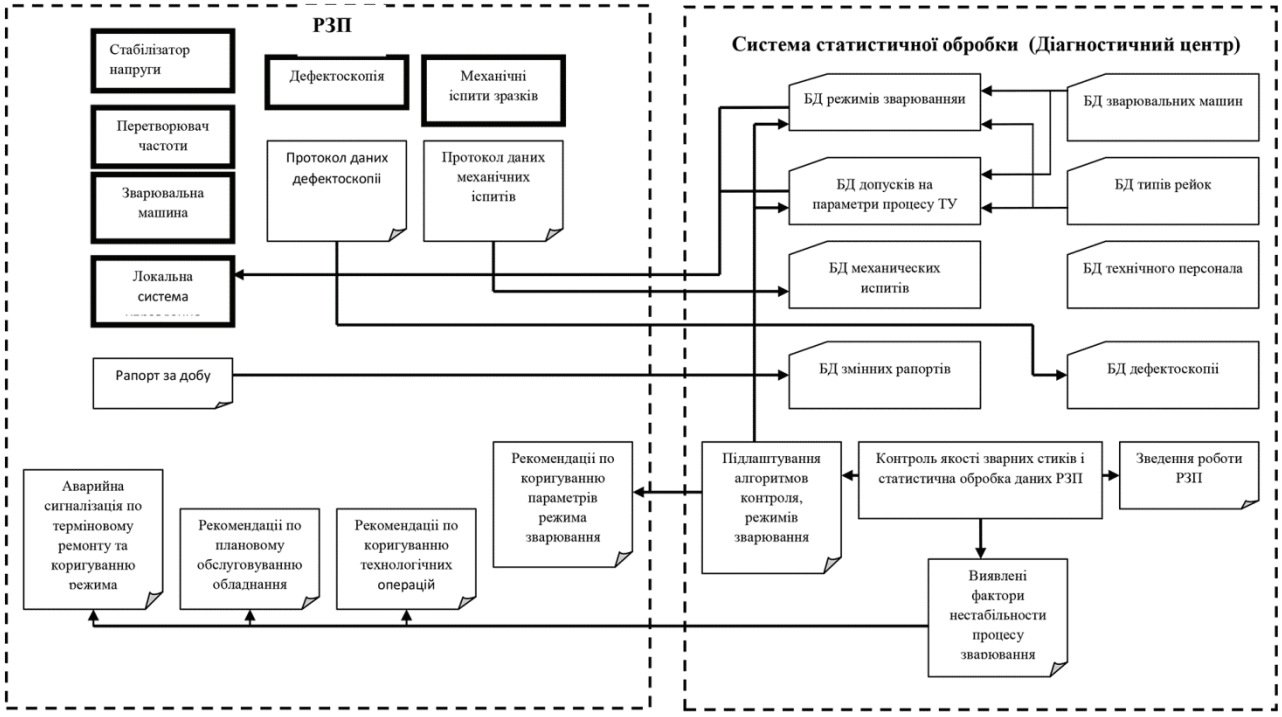


Рис. 1. Структурна схема дворівневої системи керування

Для стабілізації енерговкладання в стик, що зварюється, були розроблені комп'ютерна система керування КСУ КС тиристорним контактором для живлення від однофазної (двофазної) силової мережі та трифазний перетворювач частоти й числа фаз (ПЧ) [2, 3]. Точність стабілізації напруги на вході зварювального трансформатора в обох випадках порядку 3 %. Крім стабілізації напруги, ПЧ дозволяє забезпечувати рівномірне завантаження кожної фази 3-х фазної електричної мережі. При цьому струм у кожній фазі в середньому на 20 % нижче, ніж при живленні зварювальної машини від двофазної мережі. ПЧ пройшов дослідно-промислові випробування при зварюванні рейок на РЗП-5 і показав, що якість зварених при його використанні рейок повністю відповідає ТУ. Експериментально доведено, що застосування стабілізації напруги дозволяє відповідно до розроблених режимів зварювання з необхідною точністю забезпечувати енерговкладання в зварювальний стик, що є однією з основних умов забезпечення якості стиків рейок термічно зміцнених сталей.

Разом з режимами були розроблені допуски на відхилення параметрів процесу (ТУ). Для підвищення надійності існуючого допускового контролю й прогнозування оцінки показника якості звареного стику (відповідність ТУ) був розроблений алгоритм контролю на основі « нечіткої логіки». Основні недоліки існуючого допускового контролю в тому, що не враховується:

- значимість впливу окремих параметрів і комбінації параметрів на показник якості стику;
- розподіл параметрів процесу у середині допуску;
- розмитість границь припустимих відхилень.

З врахуванням зазначених недоліків для прогнозування умови відповідності показника якості звареного стику ТУ (руйнуючого зусилля при випробуванні стику на вигин і величини прогину) був розроблений алгоритм контролю на основі нечіткої логіки, тому що через складність процесу стикового зварювання розробка аналітичної, статистичної або якої-небудь іншої чисельної моделі не представлялося можливим. Для врахування розмитості границь припустимих відхилень параметрів були використані перетворення величин відхилення параметрів процесу у середині наявних згідно ТУ допусків до деякої безрозмірної величини – ступеня відповідності параметра ТУ. Ці функції перетворення (фазифікації), які

можуть бути різної форми, обрані у вигляді трапеції (рис. 2). У такий спосіб у середині цього допуску ($X_{ср}\pm\Delta X$, де $X_{ср}$- середнє значення допуску, а ΔX- 1/6 його величини) функція приналежності параметра ТУ рівна 1, а далі до границь допуску лінійно падає до нуля. На основі висновків технологів про якісний вплив параметрів на процес стикового зварювання побудовані логічні залежності, які враховують як взаємний вплив на процес, так і розташування параметрів у полі допуску (далі під терміном *помилка* розуміється відхилення параметра від середини допуску).

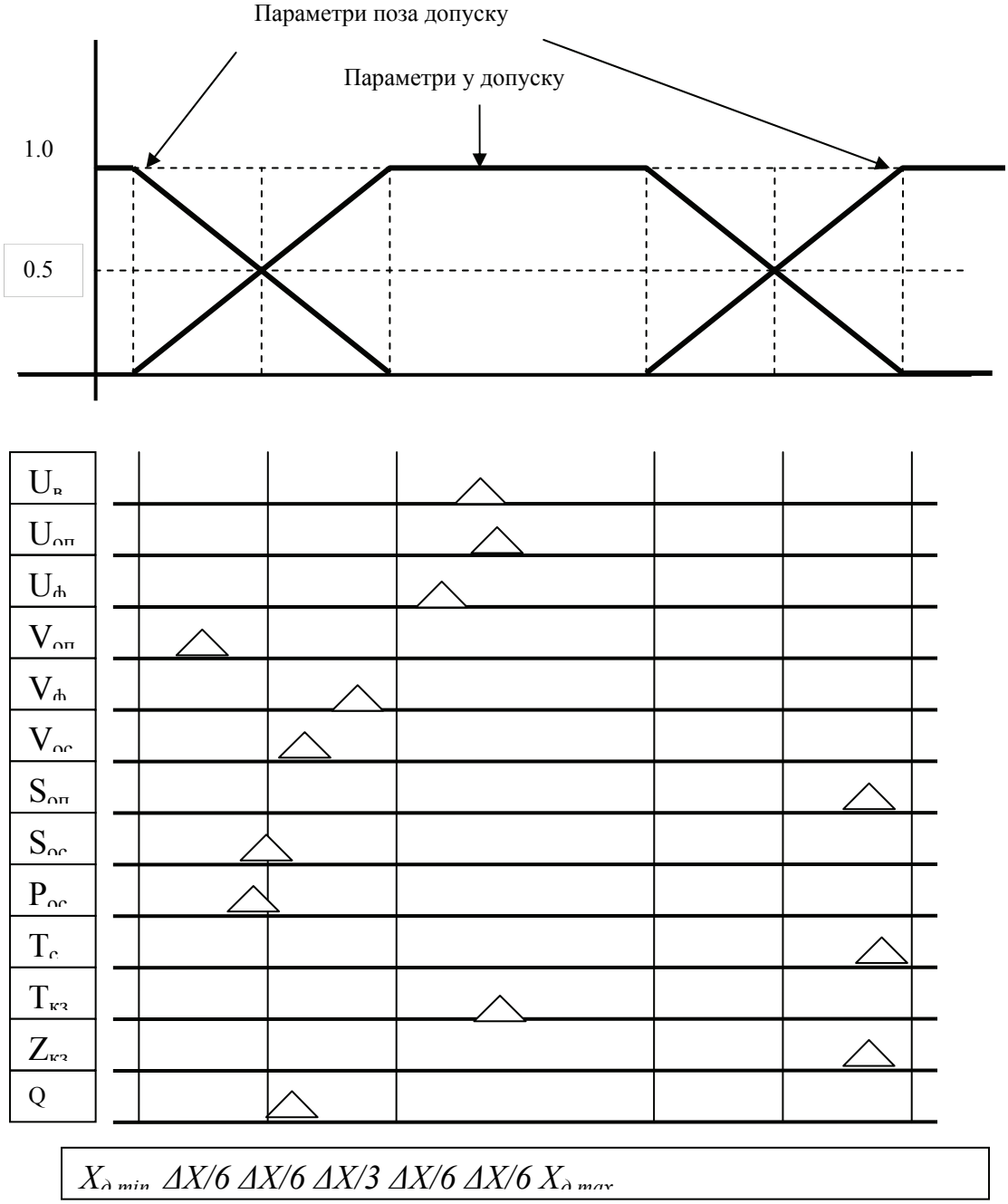


Рис. 2. Функція фазифікації параметрів процесу стикового зварювання для контролю якості зварених стиків

Оцінка якості зварювання здійснюється аналізом параметрів на трьох стадіях процесу: оплавлення - формування температурного поля на торцях виробів, що зварюються, форсування - формування поверхневого шару розплавленого металу на торцях рейок й осадки - формування з'єднання у твердій фазі. У результаті визначається ступінь істинності (або вірогідності) відповідності параметрів на цих етапах допускам по ТУ й, отже, імовірність одержання звареного стику, якість якого відповідає ТУ.

1. ЯКЩО *негативна* помилка $V_{оп}$ ТО *велике* нагрівання (перегрів) деталей.

1а. ЯКЩО *позитивна помилка* Q ТА *негативна помилка* $S_{оп}$ ТО *велике* нагрівання (перегрів) деталей.

2. ЯКЩО *позитивна помилка* $V_{оп}$ ТО *мале* нагрівання (недогрів) деталей

2а. ЯКЩО *негативна* помилка Q ТА *позитивна* помилка $S_{оп}$ ТО *мале* нагрівання (недогрів) деталей.

3. ЯКЩО велике нагрівання деталей АБО мале нагрівання деталей ТО незадовільне температурне поле-

4. ЯКЩО *негативна помилка* $V_ф$ АБО *помилка* $U_ф$ ТО ТО незадовільний поверхневий шар розплавленого металу на торцях рейок (можлива поява «матових плям» - дефекту структури металу пов'язаного з формуванням в металі легкоплавких плівок, які при кристалізації формуються з мілких неметалічних включень) або не проварів.

5. ЯКЩО *велике* $T_{кз}$ ТО незадовільний поверхневий шар розплавленого металу на торцях рейок (можлива поява «матових плям») або непровар.

6. ЯКЩО *позитивна помилка* $S_{ос}$ ТА *позитивна помилка* $V_{ос}$ ТО *можливе* проковзування або перегрів зварювальних деталей.

7. ЯКЩО *негативна* помилка $S_{ос}$ ТА *негативна* помилка $V_{ос}$ АБО *можливе* проковзуання або перегрів зварювальних деталей ТО *незадовільне* формування з'єднання у твердій фазі .

8. ЯКЩО *незадовільне* температурне поле АБО незадовільний поверхневий шар розплавленого металу на торцях рейок АБО *незадовільне* формування з'єднання у твердій фазі ТО *вище* ймовірність неякісного звареного стику.

Примітка. Індексом «а» позначини правила для адаптивного алгоритму керування.

Далі ці логічні вираження були перетворені за допомогою відомих правил до виду зручному для реалізації на ЕОМ. Для автоматизації вибору алгоритму запропонований спеціальний алгоритм адаптації.

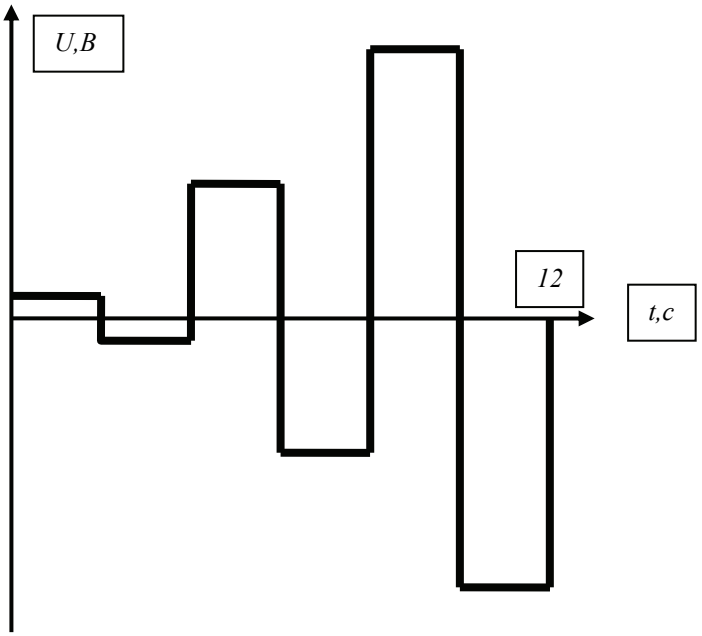


Рис. 3. Форма іспитового сигналу на вході блоку керування приводом подачі рухливої колони

Для контролю технічного стану зварювального устаткування використовується його контроль за даними тестових випробувань (тестова діагностика) і по даним точності відпрацьовування параметрів режиму в процесі зварювання виробів (функціональна діагностика). Тестова діагностика включає два тести. Перший – це перевірка статичної й динамічної помилки роботи приводу подачі рухливої колони. При цьому величина статичної похибки (помилки між заданою й обмірюваною величиною для процесу, що встановився) і динамічна похибки (час установлення заданого керуючого впливу) особливо важливі для процесу стикового зварювання, коли мають місце часті зміни по величині й знаку задана швидкість. Ці величини в значній мірі визначають стійкість процесу зварювання, тому що вони визначають якість

роботи регулятора зварювального струму, і точність завдання величини швидкості оплавлення $V_{оп}$ і форсування $V_ф$, які є параметрами, закладеними в ТУ на зварювання рейок.

Для оцінки статичної й динамічної похибки відпрацьовування швидкості подачі рухливої колони в комплекті з датчиком переміщення на вхід блоку управління приводу подається сигнал напруги у вигляді сходів різної полярності (рис. 3).

Іншим видом тесту є відпрацьовування заданої циклограми зварювання без включення зварювального струму (тобто без виробів, що зварюються). При цьому перевіряється точність відпрацьовування заданого напруги, величина швидкості переміщення на різних етапах процесу.

Функціональна діагностика виконується в процесі зварювання виробів. При цьому оцінюється середнє й середнє квадратичне відхилення (с.к.в.) параметрів режиму зварювання. Зварювальна машина уявляється у вигляді логічно зв'язаних вузлів і параметрів, на які вони можуть впливати (рис. 4).

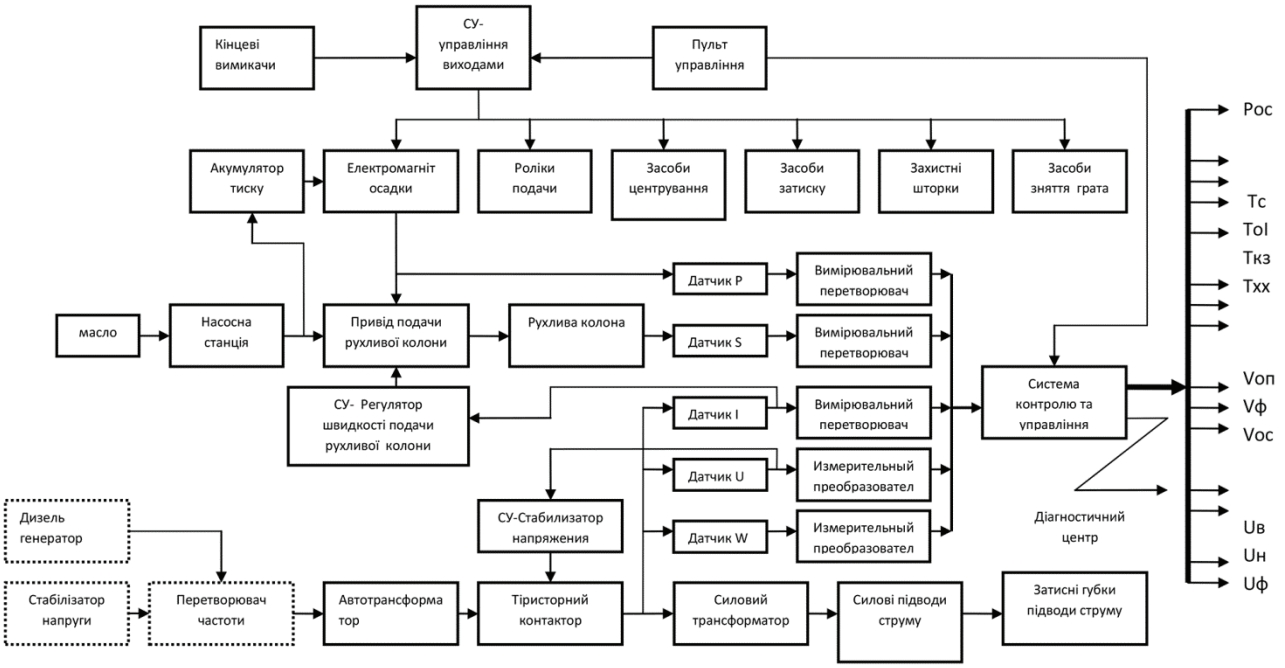


Рис. 4. Структурна схема контактної машини для зварювання оплавленням

Із цієї логічної схеми визначені логічні функції зв'язку розладнання вузлів залежно від статистично значимих відхилень середніх і с.к.в. параметрів процесу (рис. 5), на які ци вузли впливають. За цими даними формуються рекомендації з технічного обслуговування зварювальної машини.

Розроблені також алгоритми розрахунку передбачення змін параметрів зварювальної машини в часі (зокрема повного опору вторинного контуру) для попереджувального ремонту машини й алгоритм підстроювання залежностей, використовуваних для діагностики вузлів по даним ремонту машини.

Крім описаних причин виникнення браку - несприятлива комбінація параметрів процесу й незадовільний технічний стан зварювального устаткування - для контактного зварювання рейок на стаціонарних і пересувних зварювальних машинах можна виділити наступні причини, які можуть приводити до відхилень у ході технологічного процесу й, як наслідок, до порушення якості зварених стиків:

1. Незадовільне виконання допоміжних операцій по підготовці рейок перед зварюванням (косина торців і зачищення поверхні під губки) і обробці стиків після зварювання (механічна обробка поверхні рейок у місці стиків, термічна обробка стиків).

2. Відхилення фізико-хімічних властивостей металу рейок.

3. Незадовільне дотримання технологічних операцій зварником (центрування рейок, оплавлення торців рейок перед зварюванням, охолодження деталей перед зварюванням).

4. Недостовірний контроль процесу за даними механічного руйнування зварених зразків і методу ультразвукової дефектоскопії (УДК).

5. Незадовільні умови виробництва (неприпустимі зміни температури навколишнього середовища, напруги мережі).

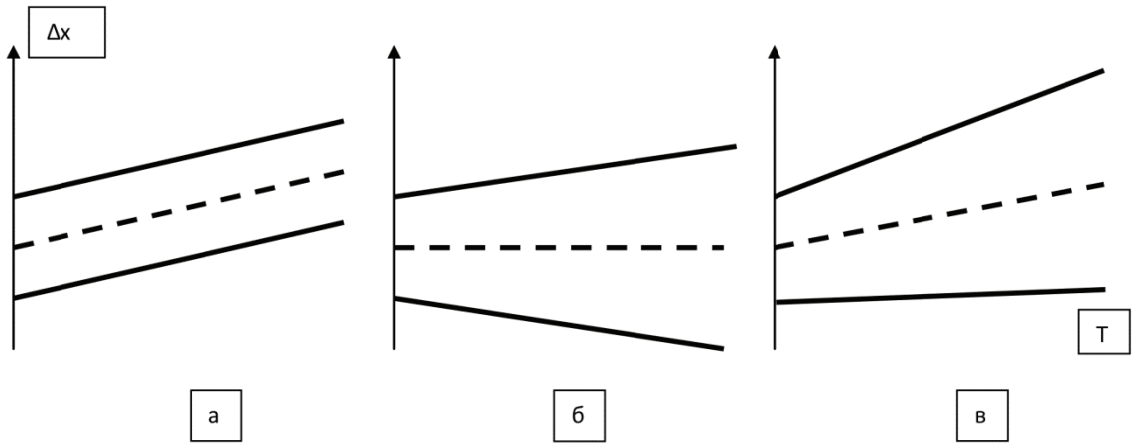


Рис. 5. Види відхилень параметрів режиму зварювання: тренд у часі середнього значення при постійному с.к.в (а), тренд с.к.в. при постійному середньому значенні (б) та одночасний тренд середнього та с.к.в. (в)

Для виявлення описаних збурювань розроблений алгоритм статистичної обробки даних за параметрами процесу, при якому масиви протоколів зварювання стиків обробляються з їхнім поділом і групуванням по відповідним ознакам (Таблиця 1).

Таблиця 1

№ п.п.	Причина виникнення порушень технологічного процесу зварювання рейок	Параметри ідентифікації	Об'єм вибірки	Параметр поділу масивів	Параметр впливу
1	Підготовка рейок перед зварюванням і обробка стиків після зварювання	Т оплавлення косини, $Z_{кз}$, візуальні дані обробки стиків після зварювання	2-4 години	ПІБ майстрів зміни + РЗП	Методика й устаткування
2	Технічний стан зварювального устаткування	T_c, $U_в$, $U_н$, $V_{оп}$, $V_ф$, Voc, $S_о$, $S_{ос}$, $Z_{кз}$	1 зміна	зварювальної машини	Технічне обслуговування
3	Фізико-хімічні властивості металу рейок	$L_{пр}$, $F_р$, дані дефектоскопії	1 зміна	партії, марка рейок	Коректування режиму
4	Технологічні операції зварника	T_c, Т між зварюванням і оплавленням косини, $Z_{кз}$, прослизнання	Відразу при виявленні або 1 зміна	ПІБ зварника	Методика (виробничі інструкції)
5	Контроль процесу по зварюванню зразків і УДК	$L_{пр}$, $F_р$, дані УДК	1 зміна	ПІБ зварника дефектоскописта	Методика й устаткування
6	Умови виробництва	$U_в$, $U_н$, $V_{оп}$, $V_ф$, $V_{ос}$,	День- ніч	РЗП	Стабілізація U_c або $T^o_{мастила}$
7	Несприятлива комбінація параметрів процесу	Нечіткий алгоритм контролю	Відразу при виявленні	пліті	Коректування режиму

У процесі зварювання в режимі реального часу (***online)*** формуються наступна інформація (рис. 6):

1. При зварюванні стиків за обмірюваними значеннями параметрів зварювального процесу $x_{1...}x_{12}$ за допомогою алгоритму контролю розраховується показник якості звареного з'єднання - імовірність відповідності його вимогам ТУ, а також середні значення $\bar{x}_{1...}\bar{x}_{12}$ і с.к.в. $Sx_{1...}Sx_{12}$ для кожної пліті і зварювальної машини. Ці дані формують базу даних змінних рапортів. За даними середніх значень із усередненням порядку 10…20 зварювань формуються рекомендацій з коректування режиму зварювання для зсуву розподілу випадкових значень даних вимірів у центр інтервалу допусків.

2. По даним УДК перевіряється наявність тріщин, пор і т.п. у кожному звареному стику, ці дані заносяться в бази даних дефектоскопії. Візуально також перевіряється якість механічної обробки звареного стику після зйомки ґрату. Інформація про наявність дефектів у вигляді тріщин, пор і неякісної

обробки стику негайно надходить зварникові й змінному майстрові. Дефектний стик вирізьблюється. *Перераховані функції виконуються поза системою контролю, введення даних дефектоскопії виконується вручну.*

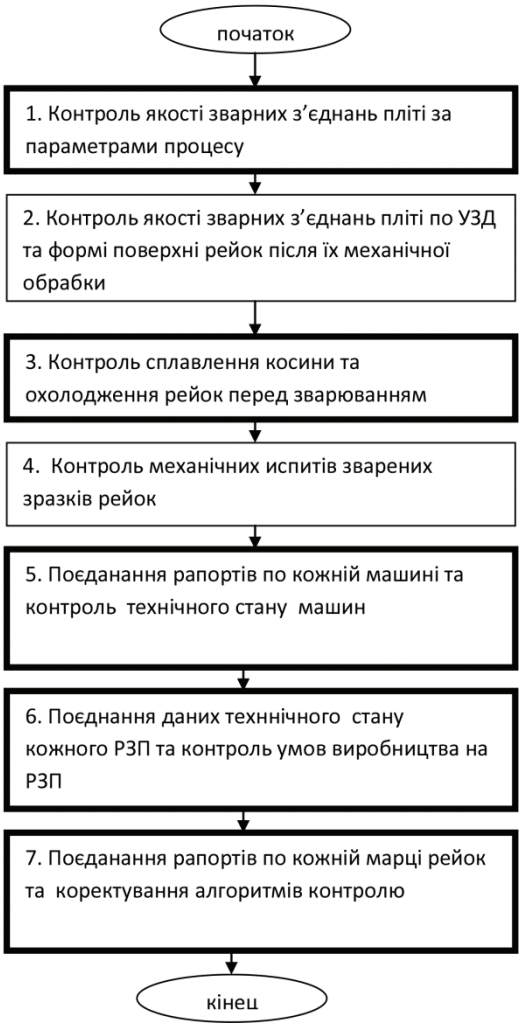


Рис. 6. Алгоритм контролю процесу зварювання рейок, жирним вказані операції, які автоматизовані в системі контролю

3. За часом після сплавлення косини й зварювання стику визначається час охолодження після сплавлення косини. Інформація про неприпустимі відхилення негайно надходить зварникові й змінному майстрові.

4. На початку, середині й кінці зміни проводиться зварювання зразків рейок і їх механічне випробування. Дані випробувань: стріла прогину $L_{пр}$ і руйнуюче зусилля F_p - порівнюються із заданими значеннями. Якщо отримані значення менше заданих, проводиться зварювання й випробування додаткових зразків для виявлення вірогідності неприпустимого відхилення. При підтвердженні неприпустимого відхилення процесу здійснюється коректування режиму зварювання. Отримані дані також використовуються для підстроювання моделі контролю якості зварювання, а по стабільності $SL_{пр}$,S F_p визначається зношування преса для випробувань і досконаліть методики. *Перераховані функції виконуються поза системою контролю, уведення механічних випробувань зразків здійснюється вручну.*

У режимі ***ofline*** формуються наступна інформація:

5.Для контролю технічного стану зварювальної машини дані по плітях однієї й тієї ж марки рейок, зварених на одній і тій же машині, поєднуються до протоколу технічного стану зварювальної машини. Час реакції, а відповідно час усереднення можуть бути значними – від однієї до декількох змін. У випадку аварійної ситуації інформація про ремонт надходить негайно.

6. Для контролю умов виробництва об'єднуються статистичні оцінки зварювання на тих самих режимах і на тому самому типі машин кожного РЗП. По напрузі $U_в$, $U_н$ визначається стабільність електричної мережі, а по швидкостях $V_{оп}$, $V_ф$, Voc - стабільність властивостей мастила в механізмах приводу, яке у свою чергу пов'язане з температурою навколишнього середовища. Порівняння цих цінок на різних РЗП може послужити підставою про вживання заходів по вдосконалюванню умов виробництва.

7. Для уточнення допусків на контроль процесу статистичні дані по всім РЗП поєднуються для кожної марки рейок і відповідному режиму зварювання.

Для статистичного керування технологічним процесом зварювання на РЗП використовуються алгоритми контролю й керування виробництвом на основі рекомендацій державних стандартів по статистичному керуванню технологічним процесом, у яких використовуються коефіцієнти точності $K_т$, настроєності $K_н$ і стабільності $K_с$ [4]:

$$K_т = \frac{6S}{\delta} \le 1; \quad K_н = \frac{\bar{x} - x_\delta}{\delta} \to 0; \quad K_с = \frac{S_{t1}}{S_{t2}} \to 1, \tag{1}$$

де: δ - поле допуску на параметр; $x\delta$ - середина поля допуску; St_1 – с.к.в. у фіксований момент часу t_1; St_2 – с.к.в. у порівнюваний фіксований момент часу t_2.

Приймачи до уваги, що R =6*S, де S – с.к.в. обмірюваних значень параметра, для експериментальної перевірки використовували коефіцієнт точності $К_т$, розрахований по формулі:

$$К_т = R/\delta,$$

де δ - допуск на відхилення параметра, R – розмах обмірюваних значень параметра.

Коефіцієнт настроєності визначали у вигляді:

$$К_н = (X_{ср} - X_о)/ \delta,$$

де $X_{ср}$ – середнє значення обмірюваних значень параметра; $X_о$ – середнє значення допуску на параметр.

Для аналізу відхилень необхідно враховувати, що контрольовані параметри $S_{оп}$, U_1, U_2,U_3, $L_{ос}$, $T_{осі}$ задаються безпосередньо в системі керування. $P_о$ визначається настроюванням тиску в циліндрі опади.

У той же час параметри $V_{оп}$, $T_с$, $V_ф$, $V_{ос}$ задаються непрямим шляхом:

$$V_{оп}, V_ф = F(V_в, V_н, I_в, I_о, I_н, I_с),$$

де $V_в$,$V_н$,$I_в$,$I_о$,$I_н$ – параметри регулятора приводу подачі рухливої колони залежно від зварювального струму відповідно на етапі оплавлення й форсування й $I_с$ – зварювальний струму на цих етапах; $T_с = S_к/V_к + S_{оп}/V_{оп} + S_ф/V_ф + T_{осі}$, де $S_к$,$V_к$,$S_{оп}$,$V_{оп}$, $S_ф$,$V_ф$ – припуск і середня швидкість на етапах зняття косины, оплавлення й форсування. Швидкість осадки Voc залежить від заданого тиску осадки, технічного стану приводу осадки й рухливої колони і нагрівання металу рейок перед осадкою.

У цьому зв'язку оцінка виду збурювання по параметрах $V_{оп}$, $T_с$, $V_ф$, Voc ускладнена.

У розрахунках брали

$$\delta = X_{мах} - X_{мин} \text{ і } Xo = (X_{мах} + X_{мин})/2,$$

де $X_{мах}$, $X_{мин}$ – припустимі відхилення по ТУ.

Усього були оброблені дані по 32361 стикам, виконаним протягом 2013 і 2014 р. 36 зварниками на 6 стаціонарних машинах К-1000 і 6 підвісних машинах К-922, які входять до складу 4 РЗП: 5, 6, 13 і 39 . За винятком часу $T_{осі}$, допуски для інших параметрів для машин К-1000 і К-924 збігаються.

Коффициенты $К_н$ характеризують величину завдання у відносних одиницях кожного параметра режиму по масиву згрупованих даних – зварник, машина, РЗП. В ідеальному випадку, коли технічні характеристики й технічний стан зварювальних машин, умови підготовки рейок до зварювання й умови виконання самого зварювання по температурі навколишнього середовища, стабільності напруги живлення мережі й т.п., а також фізико-хімічні властивості зварювальних металів однакові можна припустити, що ці коефіцієнти повинні бути однакові. Розбіжність коефіцієнтів $К_н$ для тих самих параметрів пов'язане з тим, що режим зварювання підбирається по даним випробування зразків для кожної машини, і,отже, відбиває відмінності в перерахованих умовах проходження процесу зварювання.

По даним $К_н$ для $V_ф$, Voc, $S_{оп}$, $P_о$, $L_{ос}$, $T_{осі}$ видно, що ці параметри мають практично однаковий зсув для всіх машин. При цьому крім $P_о$ цей зсув негативний. Позитивний зсув для $P_о$ імовірно пов'язане з

нестабільністю насосної станції й завищенні його заданого значення для не допущення зниження тиску нижче мінімального припустимого. Якщо при таких настроюваннях режиму якість зварених стиків відповідає ТУ, то можливе коректування припустимих відхилень параметрів для того, щоб центр розподілу їх значень перебував у середині допуску й значення $К_н$ наблизилися до нуля.

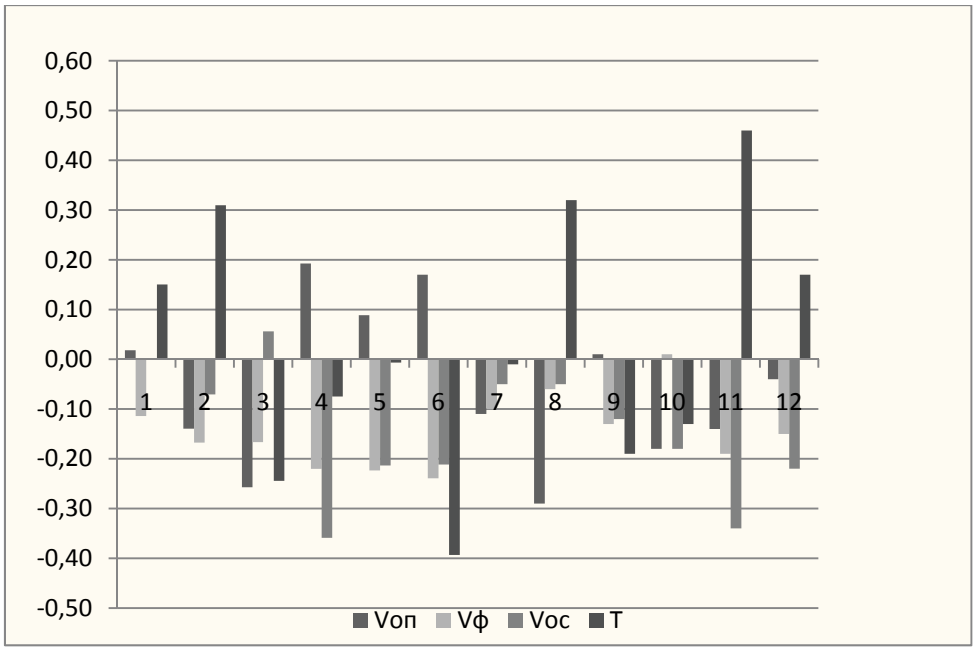


Рис. 7. Коефіцієнти настроєності $К_н$ параметрів $V_{оп}$, $V_ф$, Voc, Tc для 12 однотипних машин РСП

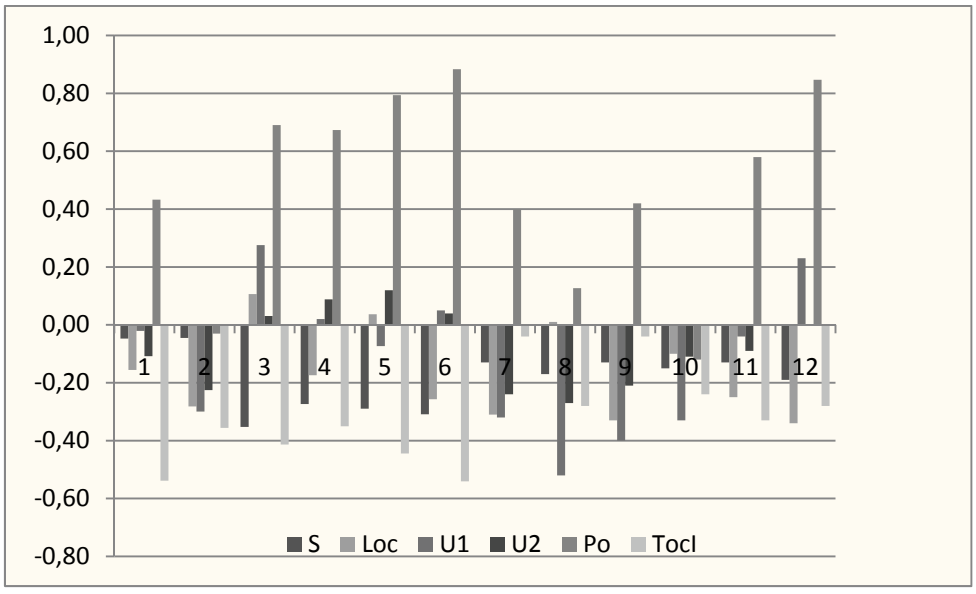


Рис. 8. Коефіцієнти настроєності $К_н$ параметрів $S_{оп}$, U_1, U_2, $P_о$, $L_{ос}$, $T_{осі}$

Кн для $V_{оп}$, $T_с$ мають різні за знаком значення, що можна характеризувати як знаходження заданого значення в центрі допусків. Обидва ці параметра задаються непрямим шляхом і їх значення є результатом впливу різних факторів. Однак більші відхилення $К_н$ (0.29 для $V_{оп}$ і 0.46 для $T_с$) говорить про наявність значного неконтрольованого збурювання. У цьому випадку може поставати питання про нестабільність якості підготовки стиків перед зварюванням або операції по його усуненню (зняття косини крайок рейок шляхом оплавлення).

Оцінки $К_н$ об'єднані по РЗП підтверджують, що практично всі параметри, крім $P_о$, задані менше середнього їхнього значення в допуску. Можно припустити, що для таких параметрів як $V_{оп}$, $T_с$, $S_о$, $L_{ос}$, $T_{осі}$ слід переглянути ТУ.

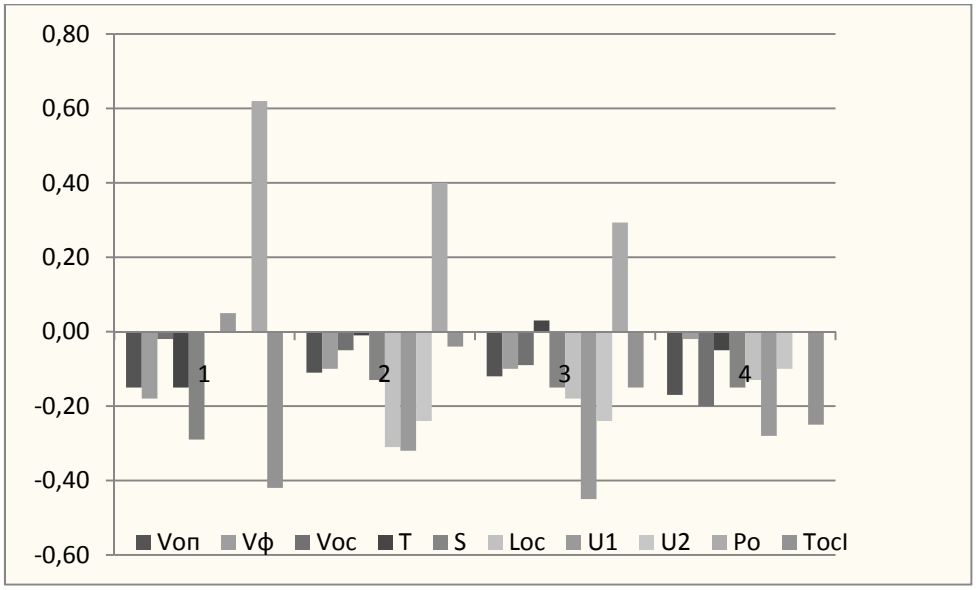


Рис. 9. Коефіцієнти настроєності параметрів $К_н$ для всіх зварювальних машин РСП-5 (1), РСП-11(2), РСП-13(3), РСП-39 (4)

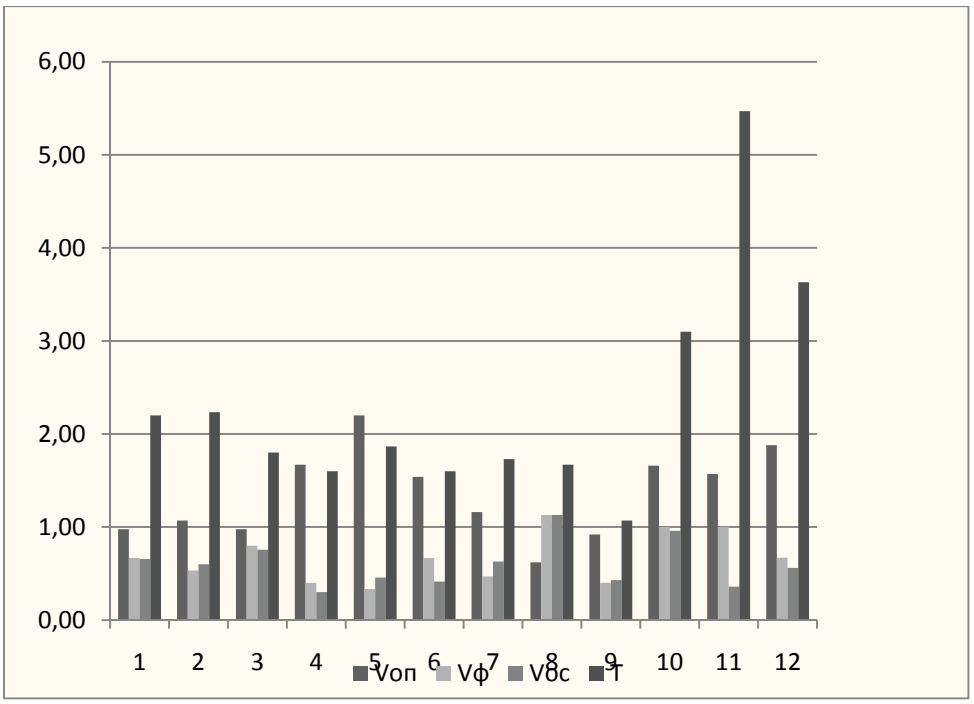


Рис. 10. Коефіцієнти точності $К_т$ параметрів $V_{оп}$, $V_ф$, $V_{ос}$,$T_с$

Коффициенты $К_т$ більше 1 однозначно говорять про необхідність ремонту або профілактичних робіт на відповідній машині. Але таке відхилення по $V_{оп}$ і $T_с$ може бути зв'язане, як ми вже відзначали, з нестабільністю підготовки стиків під зварювання на всіх РЗП або інших факторів. Особливо це проявляється для машин К-922 для РЗП-39 (рис. 1о машини 10, 11, 12).

Серед параметрів, що безпосередньо задаються, майже по всіх машинах є неприпустимі відхилення $Р_о$. Це може бути пов'язане з нестабільністю роботи насосних станцій і кліматичних умов, у яких вони працюють. Із цієї причини, щоб не допустити падіння $Р_о$ нижче допуску, можливо, спостерігаються завищені значення $К_н$ по $Р_о$. Крім того, на РЗП-5 на машині 2 і РЗП-11 машині 7 U_1 і всім машинам К-922 РЗП-39 є низька точність – U_1(10,11,12), що може бути пов'язане з незадовільною якістю електричного живлення й підготовки стиків під зварювання.

По машинах згрупованим по поїздах видне різке збільшення майже в 2 рази $К_т$ по $T_с$ для РЗП-39 у порівнянні з іншими рейкозварювальними підприємствами. Хоча параметри, які визначають $T_с$ – $V_{оп}$, $V_ф$, $S_{оп}$, за значенням $К_т$ практично мало відрізняються для всіх 4 поїздів. Можна припустити істотна

відмінність якості підготовки стиків під зварювання в гіршу сторону на РЗП-39. Порівняння точності по інших параметрах показує, що крім P_o, інші параметри мають малу розбіжність по $K_т$. У порівнянні із РЗП-6 і РЗП-11 $K_т$ для P_o РЗП-5 і РЗП-39 різко відрізняється, що ще раз підтверджує, що насосні станції на цих РЗП по технічному стану сильно відрізняються.

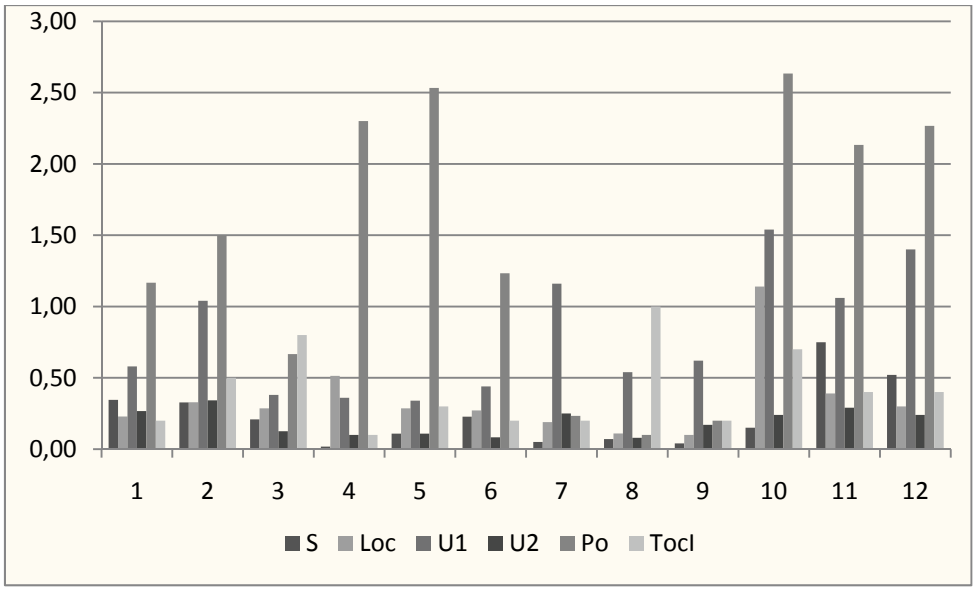


Рис. 11. Коефіцієнти точності $K_т$ параметрів $S_{оп}$, U_1, U_2, P_o, $L_{ос}$, $T_{осі}$

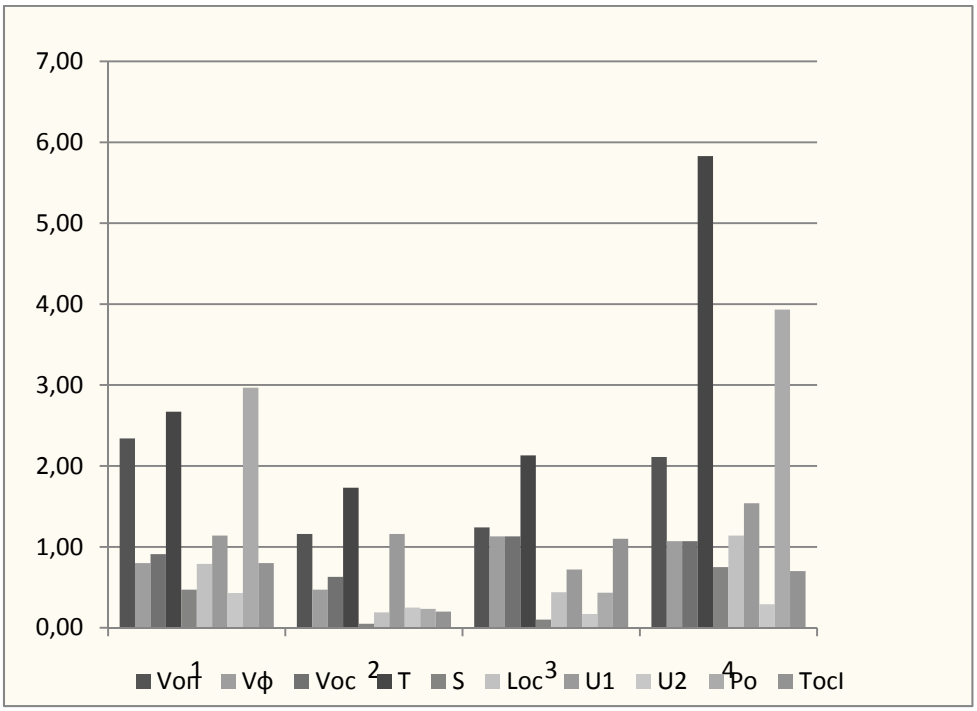


Рис. 12. Коефіцієнти точності параметрів $K_т$ для всіх зварювальних машин Р5П-5 (1), РЗП-11 (2), РЗП-13 (3), РЗП-39 (4)

У висновку відзначимо дані по кількості виходів параметрів з допусків по кожній зварювальній машині. По параметрах So, U_2, $T_{кз}$, $T_{осі}$ виходів з допусків не спостерігали. Незначне число виходів з допуску спостерігали по параметрах $L_{ос}$ і $V_{ос}$ для машин РЗП-39. Причина можлива в завданні параметрів режиму або помилок роботи системи керування. По параметрах контролю, які задаються непрямим шляхом, як і слід було сподіватися з попереднього аналізу, найбільше число виходів з допусків по $T_с$ - 10...40 %, далі $V_{оп}$ (5...12 %) і найменше $V_ф$ (до 2 %) (рис. 13). Серед параметрів, які задаються прямим способом, очевидна першість за P_o (35...100 %) і U_1(10…40 %) (рис. 14).

Крім наведеного аналізу, у якості підсумкового документа про роботу РЗП формується зведення по продуктивності, показниках якості, даним по обслуговуванню машин. Очевидно, що крім технічних питань, описаний алгоритм торкається організаційних проблем усього виробництва залізничних шляхів і повинен бути уточнений не тільки по експериментальній експлуатації системи керування, а в першу чергу погоджений з керівництвом служби шляхового господарства «УКРЗАЛІЗНИЦІ».

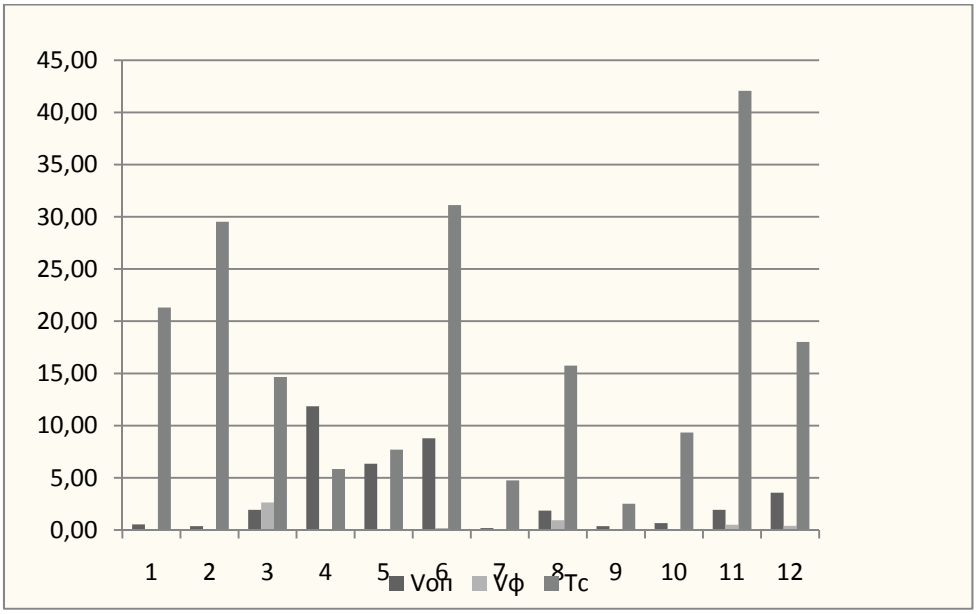


Рис. 13. Число виходів з допусків параметрів $V_{оп}$, $V_ф$ і T_c

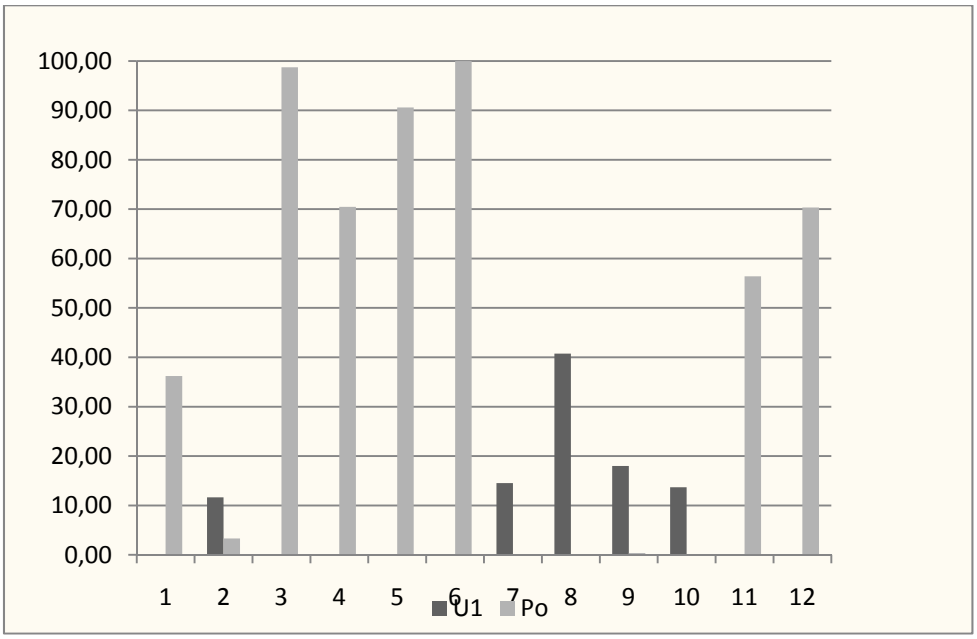


Рис. 14. Число виходів з допусків параметрів P_o і U_1

Висновки

1. Проведений аналіз існуючих систем контролю й управління процесом контактного стикового зварювання з урахуванням сучасних марок рейкових сталей, скориговані технічні умови на процес зварювання цих рейок. Розроблено ТЗ на дворівневу систему контролю та управління процесом, яка дозволить покращити якість зварних з'єднань за рахунок поліпшення умов зварювання, підвищення достовірності контролю якості зварного з'єднання в реальному часі, контролю технічного стану зварювального обладнання та оптимізації технологічного процесу в наслідок статистичного управління.

2. Запропоновано алгоритм контролю якості зварювання на основі методу « нечіткої логіки», який дозволяє робити висновок з певним ступенем вірогідності про якість зварювання по технологічних параметрах і логічним правилам, які складені за результатами досліджень особливостей процесу стикового зварювання оплавленням. Цей алгоритм враховує ймовірності появи недоброякісного стику при знаходженні параметрів процесу на периферії області дозволенних значень, а також підсиленні впливу на процес комбінацій відхилень деяких параметрів.

3. Розроблемно алгоритми тестового й функціонального контролю технічного стану зварювального устаткування, що забезпечують його працездатність, своєчасне виявлення несправностей, а також попереджувальний і аварійний ремонт.

4. Для забезпечення необхідного внеску електричної енергії в процес зварювання стика розроблені пристрої стабілізацію напруги живлення зварювального трансформатора на різних етапах процесу. Ці пристрої можна використовувати для існуючих зварювальних машин для живлення як від 2-фазної, так і 3-фазної мережі, що розширює область застовування машин з урахуванням сучасних стандартів на використання електричної енергії.

5. Розроблений алгоритм статистичного контролю процесу по даним рапортів про зварювання на кожній машині РЗП країни, за допомогою якого можливо виявити систематичні порушення процесу як на стадії зварювання, так і на стадіях підготовки рейок для зварювання та обробки зварених стиків. Стає можливим виявити наявність відхилень у виконання існуючої технології та різного характеру збурень, характерних для окремих зварників, машин, РЗП та оптімізації процесу зварювання для рейок кожної марки за данними рапортів, які отримані на всіх РЗП.

6. Розроблена система та її елементи пройшли експериментальну перевірку на РЗП5. Алгоритми статистичного контролю перевірені по даним Діагностичного центру УКРЗАЛІЗНИЦІ.

1. *Кучук-Яценко С.І., Дидковский А.В., Швец В.И*. Технология и оборудование для контактной сварки высокопрочных рельсов. «Автоматическая сварка», 2008, 11, С.129-138.
2. *Кучук-Яценко С.И., Руденко П.М., Гавриш В.С., Дидковский А.В., Антипин Е.А*. Преобразователь частоты и числа фаз для контактной стыковой сварки рельсов. «Автоматическая сварка», 2015, 7, С.25-28.
3. *Руденко П.М., Гавриш В.С*. Тиристорный преобразователь с непосредственной связью для питания контактных машин. «Автоматическая сварка», 2013, 8, С.55-58.
4. *Р 50-601-20-91*. Рекомендации по оценке точности и стабильности технологических процессов (оборудования). Москва 1991.

ПРОЕКТ 7.12

Розробка заходів з продовження кампанії доменних печей шляхом удосконалення технології завантаження, шлакового режиму і автоматизованого контролю параметрів доменої плавки за умов погіршення якості шихтових матеріалів

РАЗРАБОТКА МЕРОПРИЯТИЙ ПО ПРОДЛЕНИЮ КАМПАНИИ ДОМЕННЫХ ПЕЧЕЙ ПУТЕМ УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ЗАГРУЗКИ, ШЛАКОВОГО РЕЖИМА И АВТОМАТИЗИРОВАННОГО КОНТРОЛЯ ПАРАМЕТРОВ ДОМЕННОЙ ПЛАВКИ В УСЛОВИЯХ НЕСТАБИЛЬНОСТИ КАЧЕСТВА ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Академик НАН Украины, докт. техн. наук **В.И. БОЛЬШАКОВ**,
Н.Г. ИВАНЧА, канд. техн. наук **А.С. НЕСТЕРОВ**, докт. техн. наук **И.Г. МУРАВЬЕВА**,
докт. техн. наук **Д.Н. ТОГОБИЦКАЯ**, канд. техн. наук **Ю.С. СЕМЕНОВ**
(Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины)

Известно, что основными технологическими факторами, обеспечивающими увеличение длительности кампании доменной печи, являются стабильность и соответствие шихтовых материалов стандартам качества, параметры режима загрузки, обеспечивающие требуемый характер распределения компонентов шихты и газового потока, рациональные шлаковый и дутьевой режимы, а также технологически обоснованный режим отработки продуктов плавки.

Для современных условий доменной плавки характерны непостоянство свойств шихтовых материалов, ухудшение их качества, а также использование в составе загружаемой в доменные печи шихты нетрадиционных материалов, как правило, худшего, по сравнению с основными компонентами шихты, качества (отсеваемые фракции шихтовых материалов, сталеплавильные шлаки и скрап, антрацит, железо–углеродсодержащие брикеты и т.д.). Вместе с тем, для обеспечения длительного срока службы футеровки шахты доменной печи необходимо применение высококачественных железосодержащих материалов, а срок службы футеровки горна в значительной степени определяется качеством загружаемого кокса. С целью создания базы технологических решений по увеличению продолжительности кампании доменных печей и поддержания их стабильного хода, определяющего технико–экономическую эффективность плавки в изменяющихся условиях, в Институте черной металлургии НАНУ разработан комплекс новых мероприятий по совершенствованию технологии загрузки шихты, шлакового режима, а также требования к оснащению доменных печей современными средствами и системами контроля параметров доменной плавки, обеспечивающими полноту информации для оценки выбранных режимов и состояния доменной печи.

Создание устойчивого гарнисажа является одним из основных мероприятий, направленных на обеспечение сохранности футеровки шахты и металлоприемника доменной печи, что способствует увеличению продолжительности ее кампании. Основными негативными факторами, способствующими ускоренному разрушению огнеупоров шахты и заплечиков доменной печи, являются:

– агрессивное воздействие оксидных расплавов, вызванное использованием значительного количества окатышей и некоторых вторичных ресурсов в составе железорудной части шихты;

– разрушающее воздействие щелочных соединений;

– нестабильность гарнисажа, обусловленная текущими изменениями свойств шихтовых материалов.

На основе выполненной на различных предприятиях отрасли оценки состояния футеровки доменных печей во время ремонтных работ первого и второго разрядов, анализа состава и свойств

© В.И. БОЛЬШАКОВ, Н.Г. ИВАНЧА, А.С. НЕСТЕРОВ, И.Г. МУРАВЬЕВА, Д.Н. ТОГОБИЦКАЯ, Ю.С. СЕМЕНОВ, 2015

образцов железорудных материалов, кокса, гарнисажа, настылей, остатков футеровки шахты, извлеченных из доменных печей, лабораторного изучения контактной зоны взаимодействия железорудных расплавов с различными огнеупорными материалами, сформулированы требования к шихтовым материалам, загружаемым в пристеночную зону доменных печей с различной футеровкой. Согласно этим требованиям для формирования устойчивого гарнисажа в нижней зоне доменной печи необходимо получить первичный жидкоподвижный (вязкостью менее 0,8 П·с), низкотемпературный железистый расплав массой более 10 % от массы загружаемого в пристеночную зону железорудного материала. Диапазон температур, соответствующих вязкопластичному состоянию материала и его капельному течению, составляет 1270–1350°С. Содержание FeO в жидкоподвижном первичном шлаковом расплаве должно находиться в пределах 10–15 % для печей с шамотной футеровкой и 18 – 25 % для печей, потерявших футеровку шахты печи либо футерованную высокотеплопроводными материалами. Получить расплав с заданными свойствами можно при проплавке смеси агломерата, окатышей и низкокремнистой руды в соотношении 75 ÷ 90 : 5 ÷ 15 : 5 ÷ 10. Важным условием формирования устойчивого гарнисажа в доменной печи является стабилизация качества и свойств загружаемого в доменные печи сырья.

Защита футеровки шахты и заплечиков и увеличение срока службы воздушных фурм в условиях работы доменных печей с высоким содержанием окатышей в шихте. Увеличение количества окатышей в составе доменной шихты вызвано дефицитом агломерата, который, в свою очередь, обусловлен в основном недостаточной производительностью и неудовлетворительным состоянием оборудования агломерационного производства. Соответственно, металлургические свойства доменной шихты в целом изменяются в зависимости от содержания в ней окатышей. В частности, увеличение содержания окатышей в шихте обусловливает повышение агрессивности образующихся расплавов. При их содержании более 20 – 25 % образующееся в процессе плавки повышенное содержание закиси железа FeO в первичных шлаковых расплавах вызывает перерождение огнеупора и его последующее разрушение, а также может вызывать прогар воздушных фурм «сверху». Как указывалось выше, основным технологическим приемом защиты футеровки от воздействия агрессивных расплавов остается создание условий для образования стабильного по толщине и свойствам, постоянно обновляющегося гарнисажа. Кроме этого, для уменьшения агрессивного воздействия расплавов окатышей на защитную кладку печи и воздушные фурмы, а также для предотвращения спонтанного схода гарнисажа, технологические требования к распределению шихтовых материалов по радиусу печи предусматривают обеспечение основности материала у периферии, несколько превышающей основность конечного шлака. Следовательно, содержание окатышей в смеси железорудных материалов в периферийной зоне должно быть меньше, чем в среднем по печи. Указанное требование реализуется при помощи формирования железорудных порций (железорудной части подач) с заданной структурой, обеспечивающей предотвращение концентрации окатышей на периферии печи, что, в свою очередь, достигается правильным выбором параметров, определяющих структуру порции (железорудной части подач) шихтовых материалов, главным образом, головной части смешанных железорудных порций (железорудной части подач). В результате выполнения проекта уточнены зависимости для определения головной части железорудных порций доменных печей Украины, что в совокупности с полученными зависимостями, характеризующими распределение добавок (вторичных ресурсов), позволит обеспечить формирование смеси шихтовых материалов заданного состава в пристеночной зоне доменной печи.

С использованием полученных зависимостей определена рациональная масса головной части для железорудных порций, загружаемых в ДП 3 ПАО «Енакиевский металлургический завод» («ЕМЗ»). Диапазон рациональных значений массы головной части составил 10–15 т агломерата в зависимости от содержания окатышей в шихте и его свойств. Обоснованный выбор массы головной части железорудной порции позволил стабилизировать тепловое состояние периферийной зоны доменной печи, улучшить условия гарнисажеобразования и предотвратить ускоренный выход из строя воздушных фурм.

Уменьшение негативного воздействия щелочных соединений на стойкость футеровки доменных печей. Основным источником поступления соединений калия и натрия в доменные печи является кокс. Кроме того, щелочные соединения присутствуют во всех шихтовых материалах доменных печей Украины. С целью оперативного контроля накопления щелочей в доменной печи в составе системы контроля и управления шлаковым режимом доменной плавки «Шлак» разработана подсистема «Alkalis»,

которая на основе оценки щелочной емкости доменного шлака позволяет осуществлять диагностику технологической ситуации и выдавать рекомендации по оптимизации состава шлака путем корректировки состава шихты, обеспечивающего регламентируемые соотношения щелочной емкости и щелочной нагрузки.

Защита футеровки доменной печи при увеличении содержания вторичных ресурсов в составе аглодоменнной шихты. Существенное влияние на стабильность работы доменных печей и продолжительность их кампании оказывают изменения состава и характеристик вторичных ресурсов, которые вводятся в состав агломерационной шихты. В составе агломерационной и доменной шихты может содержаться до 25 % вторичных ресурсов от массы всех железосодержащих и флюсовых материалов. Одним из технологических решений, направленных на стабилизацию химического состава агломерата и, соответственно, повышение устойчивости гарнисажного слоя явилась замена части металлургических отходов гранулами, полученными из отсева окатышей, шлама и колошниковой пыли. На ДП 3 ПАО «ЕМЗ» выбор рационального состава аглошихты, замена части неподготовленных отходов гранулами, обеспечение контроля подготовки аглотоплива к процессу спекания позволили увеличить расход вторичных ресурсов на 27 кг/т агломерата и улучшить прочность агломерата на 2,36 %. В итоге комплекс технологических мероприятий (увеличение содержания $Fe_{общ}$ в шихте, улучшение качества агломерата, разработка программ загрузки шихтовых материалов, обеспечивающих самообновление защитного гарнисажа) обеспечил сокращение выноса колошниковой пыли на 4,3 кг/т чугуна, уменьшение количества сгоревших фурм на 13 % и снижение расход кокса на 19,6 кг/т чугуна [1].

Для доменных печей Украины, оснащенных лотковыми бесконусными загрузочными устройствами (БЗУ), получены зависимости количества вторичных ресурсов (добавок) в осевой, промежуточной и периферийной зонах колошника от параметров формирования железорудных порций. В частности, для ДП 9 ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» («АМКР») полученные результаты по возможностям управления распределением вторичных ресурсов и добавок формализованы и систематизированы в виде, доступном для использования в технологической практике. Для ДП 3 ПАО »ЕМЗ» разработана технологическая карта загрузки вторичных ресурсов и добавок, которая содержит рациональные параметры формирования порций, включающих вторичные ресурсы и добавки, обеспечивающие рациональное их распределение на колошнике.

Усовершенствование способов промывки горна доменной печи, обеспечивающих ее безаварийную работу в современных шихтовых условиях. Одним из главных условий длительной безаварийной работы доменной печи является полное и регулярное освобождение горна от продуктов плавки. Отклонение от этого правила часто связано с расстройством хода печи, называемым загромождением горна. В свою очередь, загромождение горна приводит к интенсификации периферийных потоков продуктов плавки (в частности, в зоне чугунных леток) и, соответственно, к усилению износа футеровки горна, состояние которого определяет длительность кампании доменной печи. Основными причинами загромождения горна являются: низкая прочность кокса, высокая его истираемость и интенсивное разрушение в печи под влиянием термических воздействий; чрезмерное развитие периферийного хода, сопровождающееся ухудшением нагрева горна в связи с малоактивной работой осевой зоны печи; работа на шлаках с повышенной вязкостью; попадание воды в печь. Проведение своевременных эффективных промывок горна способствует нормализации движения жидких продуктов плавки.

Улучшение дренажной способности горна обычно производят за счет ввода в доменную шихту трудно восстанавливаемых материалов (сварочный шлак, окалина, шлаки сталеплавильного производства или цветной металлургии, высокозакисный агломерат) или разжижающих шлак добавок (марганцевой руды, марганецсодержащих агломератов или брикетов, плавикового шпата), а также за счет кратковременного прекращения подачи природного газа.

Как правило, промывки доменных печей по назначению делятся на профилактические «мягкие» и «целевые»:

– «мягкие» профилактические промывки, предупреждающие нарушения режимов отработки продуктов плавки, осуществляются путем загрузки в доменную печь разжижающих шлак материалов в составе каждой подачи в соответствии с выполненным расчетом шихты;

– целевые промывки осуществляются при явно выраженных «предаварийных» признаках загромождения горна или значительной толщине гарнисажа (настыли) на огнеупорной кладке печи. Принятый в практике регламент таких промывок включает, как правило, периодическую загрузку промывочной шихты (материалов или их смесей) в цикле рабочих подач в сочетании с предварительной загрузкой «холостого» кокса. При проплавке промывочных материалов, как правило, средний уровень содержания кремния в чугуне повышают на 0,15–0,30 %, а основность шлака уменьшают на 0,10–0,15 ед.

По результатам выполненной оценки эффективности использования промывочных материалов, подаваемых в смеси и отдельно проплавляемых, показана целесообразность загрузки смеси железорудных материалов и марганцевых брикетов. Усовершенствована и реализована на доменных печах ПАО «АМКР» технология «мягких промывок» доменных печей, включающая методику определения ценности промывочных материалов, регламент их использования и определение рациональной массы промывочной подачи. Разработанная технология позволила обеспечить ровную и высокопроизводительную работу доменных печей при использовании сырьевых материалов переменного качества.

На основании результатов выполненных исследований разработаны рекомендации по усовершенствованию технологии целевых промывок горна доменных печей: сформулированы технологические положения по проведению целевых промывок, предложен состав промывочной смеси с высокой промывочной способностью, разработан режим загрузки промывочных подач, обеспечивающий эффективное использование их моющего потенциала и предотвращение негативного воздействия на футеровку. Для повышения эффективности целевых промывок предложена концентрированная загрузка материала (смеси материалов) с повышенной моющей способностью в заданную зону при общем понижении основности конечного доменного шлака на 0,05–0,15 ед. Загрузку промывочных порций (подач) рекомендовано осуществлять с периодичностью 1/10–1/20 подача.

Разработаны матрицы формирования промывочных порций, обеспечивающие требуемый для «целевых» промывок состав смеси, и программы их распределения, обеспечивающие концентрированное распределение промывочной смеси в промежуточной зоне с некоторым смещением к осевой и ограничение попадания промывочных материалов за пределы заданной зоны промывки. Рекомендации по регламенту проведения целевых промывок, выбору массы и состава промывочных порций реализованы в доменном цехе ПАО «ЕМЗ».

Разработка и реализация технологических мероприятий по стабилизации хода доменной печи и предотвращению загромождения горна при использовании кокса различного качества.

Опыт работы доменных печей Украины показал, что ухудшение качества кокса по показателям холодной и горячей прочности и реакционной способности существенно уменьшает производительность и ухудшает экономичность хода печей, способствует ускоренному загромождению горна и возникновению связанных с этим аварийных ситуаций. Для уменьшения негативного влияния такого кокса в ИЧМ разработаны технологические приемы ведения плавки в сочетании со специальными режимами загрузки и распределения применяемого кокса по сечению печи с учетом развития процессов восстановления, газификации и теплообмена. Режим загрузки, применяемый при использовании двух и более видов кокса в шихте, должен обеспечивать:

– минимизацию потери газопроницаемости столба шихты;

– минимизацию попадания кокса пониженного качества в осевую зону доменной печи и ограничение его концентрации в периферийной зоне.

При вводе в шихту кокса пониженного качества часть его может загружаться в составе железорудных порций, состоящих из агломерата, частично офлюсованных окатышей или смеси этих компонентов. В частности, смешивание железорудных материалов и кокса увеличивает температуры начала фильтрации первичных шлаковых расплавов, уменьшает количество первичного высокозакисного шлака и снижает в нем содержание FeO (в первую очередь, за счет реализации наиболее мелких частиц кокса). Эффективность данного приема повышается при использовании кокса с увеличенным содержанием мелких фракций, в том числе, высокореакционного кокса. Применяемые параметры режима загрузки должны обеспечить рациональное распределение этого компонента по радиусу колошника печи (рис. 1).

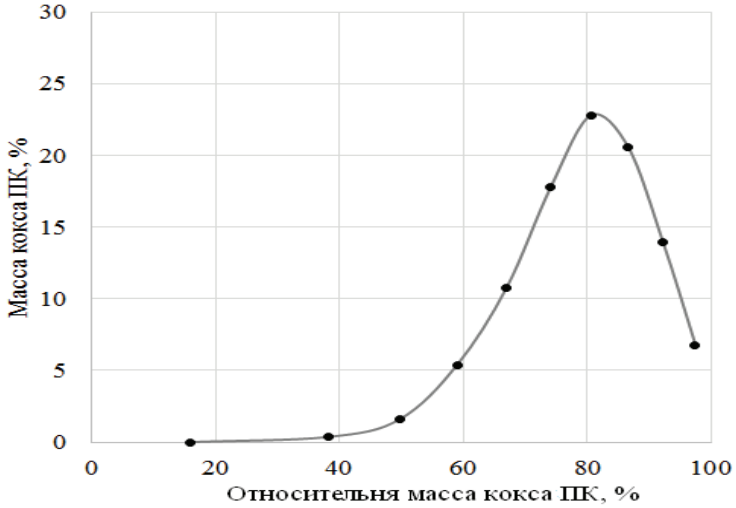


Рис. 1. Рациональное распределение кокса пониженного качества (кокс ПК) по радиусу колошника при загрузке его в составе железорудной смешанной порции (железорудной части подачи)

Стабильный ход доменной печи и нормальный прогрев осевой зоны столба шихты при работе с двумя и более видами кокса обеспечивается преимущественной загрузкой в центр печи кокса с высокими показателями горячей прочности. В этом случае зона вязко–пластичного состояния стремится к Λ–образной форме, что способствует повышению производительности доменной печи при рациональном расходе кокса. Технологические положения загрузки доменных печей с использованием двух и более видов кокса в шихте использованы при разработке и освоении рациональных режимов загрузки доменной печи 3 ПАО «ЕМЗ», что обеспечило стабилизацию хода плавки и улучшение технико-экономических показателей работы печи.

Корректировка шлакового режима с учетом влияния коксовой мелочи, угольной пыли и сажистого углерода. В современных условиях работы доменных печей Украины стабильность шлакового режима снижается из–за наличия в шлаке различных включений, появление которых обусловлено следующими факторами:

– образованием большого количества мелочи и углеродистой пыли в горне доменной печи при использовании в доменной плавке кокса с низкими прочностными характеристиками, высокой дробимостью и истираемостью;

– попаданием в шлак частиц несгоревшей или сгоревшей неполностью угольной пыли при вдувании пылеугольного топлива в доменную печь;

– образованием сажистого углерода при неудовлетворительном смешивании природного газа и дутья в полости воздушных фурм и неполном сгорании газа.

Указанные гетерогенные включения повышают вязкость и плавкость доменных шлаков, в результате чего нарушается ровность хода печи, затрудняется переход серы из металла в шлак, ухудшается дренажная способность продуктов плавки в горне доменной печи. Все эти явления способствуют загромождению горна, увеличению количества прогаров воздушных фурм «снизу» [2].

Разработана методика расчета свойств конечных доменных шлаков с углеродсодержащими включениями. Для объективной количественной характеристики влияния различных добавок на свойства шлаков предложен критерий – градиент, показывающий относительное изменение величины свойства (вязкость, температура солидус T_c, температура ликвидус $T_л$ и др.). Например, для вязкости:

$$\Delta\eta = \frac{(\eta_{доб} - \eta_o) \times 100}{\eta_o \cdot Д_{доб}},$$

где $\Delta\eta$ – градиент вязкости; $\eta_{доб}$ – вязкость гетерогенного шлака с добавкой, Па·с; η_o – вязкость чистого шлака, Па·с; $Д_{доб}$ – количество добавок по отношению к массе шлака, %.

Разработаны уравнения для расчета свойств гетерогенных конечных доменных шлаков с углеродсодержащими добавками на основе соответствующих градиентов и количества добавки.

Уравнения включены в алгоритмы автоматизированной системы контроля и прогноза шлакового режима, что позволяет использовать систему «Шлак» для обоснования корректировки составов шихтовых материалов в условиях использования на печах различных энергоносителей (ПУТ, природный газ, кокс) [3]. Исследовано влияние химического состава шлаков и получены уравнения для прогноза градиентов вязкости, температуры ликвидус и солидус с использованием интегральных параметров структуры: Δe – химического состава и ρ – стехиометрии.

Получены прогнозные модели, позволяющие определять температурный интервал кристаллизации доменных шлаков заводов Украины в зависимости от их состава, «свернутого» через стехиометрию (рис. 2). Так, температура начала кристаллизации (температура ликвидус $T_л$) определяется с помощью выражения:

$$T_л = 18738,5 - 50343,11 \cdot \rho + 36523,16 \cdot \rho^2,\ r=0,97;\ \mu=39,5;\ S_{кв}=1,6\ \%.$$

Температура конца кристаллизации (температура солидус $T_с$) определяется из уравнения:

$$T_с = 18800 - 52418,71 \cdot \rho + 39086,17 \cdot \rho^2,\ r=0,99;\ \mu=133,8;\ S_{кв}=1,3\ \%.$$

Как следует из рис. 2, предельно допустимая величина температуры конца кристаллизации ($T_с$) шлака $T_{кк} \approx 1300$°С соответствует стехиометрии $\rho \approx 0,715$. При ее превышении шлаки становятся менее устойчивыми, что видно из уменьшения их интервала кристаллизации ($\Delta T = T_{нк} - T_{кк}$). В случае резкого «похолодания» печи это может привести к аварии и требует повышенного расхода топлива.

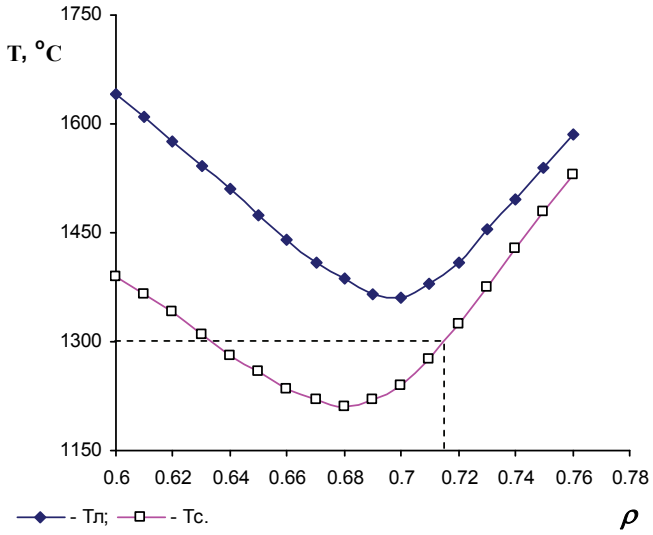


Рис. 2. Температурный интервал кристаллизации доменных шлаков заводов Украины

Сформулированы рекомендации по выбору технологических воздействий на ход плавки в случае образования гетерогенных шлаков с вязкостью, превышающей 0,5 Па·с.

Совершенствование режима тепловой обработки торкретированной поверхности шахты для увеличения ее межремонтного цикла. Большое значение для увеличения продолжительности работы печи после ремонта ее шахты методом торкретирования имеет загрузка доменной печи в задувочный период. На основе выполненных исследований взаимодействия торкретмасс и железорудных шихтовых материалов при восстановительно-тепловой обработке разработаны рекомендации по загрузке доменной печи в задувочный период после ремонта шахты методом торкретирования, а также рекомендации по совершенствованию термической обработки огнеупорной футеровки в зоне торкретирования в раздувочный период, способствующие увеличению продолжительности срока службы слоя торкретмассы в 1,5 раза по отношению к гарантированному. Промышленное опробование разработанных рекомендаций проведено на ДП 3 и ДП 5 ПАО «ЕМЗ» [4].

Разработка проекта нормативного документа, регламентирующего требования к установке средств и систем автоматизированного контроля плавки на доменных печах Украины. Поддержание ровного хода является главной задачей управления доменной плавкой и одним из основных условий длительной безаварийной работы плавильного агрегата. Постоянно изменяющиеся шихтовые условия доменной плавки (как правило, ухудшающиеся) вызывают частые отклонения хода печи от нормального, что проявляется после загрузки шихтовых материалов. В связи с отсутствием оперативного достоверного химического анализа исходных шихтовых материалов, загружаемых в печь, большое значение приобретает возможность контроля возмущений, вызванных изменением качества шихты. Объем оснащения различными средствами и системами для автоматизированного контроля параметров доменной плавки на конкретной доменной печи, как правило, определяется выделяемыми на это финансовыми средствами. Кроме того, в последние годы прослеживается негативная тенденция установки на доменных печах оборудования, систем и средств автоматизированного контроля и управления плавкой, большая часть которых разработана и произведена за рубежом. Как показал опыт освоения этих средств и систем, они зачастую слабо адаптируются к условиям ведения доменной плавки на печах Украины. В настоящее время анализ, обобщение и разработка требований к уровню оснащения доменных печей Украины современными средствами и системами автоматизированного контроля и управления доменной плавкой является актуальной задачей. По ряду характеристик разработанные на Украине средства и системы контроля параметров доменной плавки имеют преимущества по сравнению с иностранными аналогами [5].

Многолетний опыт освоения и анализа работы крупнейших доменных печей бывшего СССР, а также результаты выполненных за последние годы исследований позволил авторам проекта обосновать необходимый объем оснащения доменных печей средствами и системами автоматизированного контроля параметров доменной плавки и в результате разработать обобщенные (для печей различного объема, оснащенных конусными загрузочными устройствами и БЗУ) требования к необходимому уровню автоматизированного контроля доменной плавки. Разработанные в обобщенном виде требования к установке на доменных печах Украины средств контроля представляют собой проект нормативного документа для организаций, проектирующих строительство и ремонты доменных печей. В настоящее время проект этого документа находится на согласовании в ГП «УКРГИПРОМЕЗ».

Комплекс разработанных при выполнении проекта технических и технологических решений направлен на увеличение кампании доменных печей в особых современных условиях непостоянства и ухудшения свойств шихтовых материалов. Как показано в статье, предложенные решения реализованы на ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» и ПАО «Енакиевский металлургический завод». Помимо экономической эффективности и улучшения технологических показателей, разработанные решения позволили, в совокупности с реализованными ранее при выполнении проектов программы «Ресурс» разработками Института, обеспечить продолжительную и безаварийную работу ДП 9 ПАО «АМКР», а также ДП 3 и ДП 5 ПАО «ЕМЗ». Реализованные технологические разработки, созданные новые автоматизированные системы контроля и прогноза процессов доменной плавки при условии проведения запланированного на 2019 г. капитального ремонта первого разряда позволят увеличить продолжительность кампании ДП 9 до 16 лет. Общемировая практика определяет среднюю продолжительность кампании печи на уровне 15 лет, что, учитывая низкое качество шихтовых материалов, используемых на предприятиях Украины, подтверждает высокую эффективность разработанных при выполнении проекта мероприятий.

1. *Эффективная* работа аглодоменного производства ПАО «ЕМЗ» при расширении использования в шихте вторичных ресурсов и окатышей [В.И. Большаков, А.С. Нестеров, А.Г. Коваленко, А.М. Кузнецов, А.В. Зубенко] – Сталь, 2014. – 11. – С. 7–9.
2. *Вегман Е.Ф.* Металлургия чугуна / Е.Ф. Вегман, Б.Н. Жеребин, А.Н. Похвиснев, Ю.С. Юсфин –М.: Металлургия. –1978. –480 с.
3. *Приходько Э.В.* Прогнозирование физико–химических свойств оксидных систем / Э.В. Приходько, Д.Н. Тогобицкая, А.Ф. Хамхотько, Д.А. Степаненко. – Днепропетровск: Пороги. –2013. –344 с.
4. *Реализация* энергосберегающей технологии загрузки современной доменной печи в конъюнктурных топливно-сырьевых и технологических условиях / [В.И. Большаков, Ю.С. Семенов, Е.И. Шумельчик, В.В. Горупаха, А.Л. Подкорытов, А.В. Зубенко] – Металлургическая и горнорудная промышленность, 2014. – 6 – С. 6–14.
5. *Большаков В.И.* Применение радиолокационных систем измерения поверхности засыпи шихты для контроля и управления доменной плавкой / В.И. Большаков, И.Г. Муравьева, Ю.С. Семенов. – Днепропетровск: Пороги, 2013. – 364 с.

ПРОЕКТ 7.13

Підвищення надійності та подовження ресурсу відповідальних крупногабаритних деталей рухомого складу залізничного транспорту шляхом розробки та застосування нової енергозберігаючої технології надзвукового електродугового напилювання

ПРИМЕНЕНИЕ СВЕРХЗВУКОВОГО ЭЛЕКТРОДУГОВОГО НАПЫЛЕНИЯ ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ КАЧЕСТВА ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ОТВЕТСТВЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ ПОДВИЖНОГО СОСТАВА ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО ТРАНСПОРТА

В.Н. КОРЖИК, Н.П. ЛЮТИК, А.А. ЧАЙКА, В.М. ЮЛЮГИН, Ю.В. РЯБОВОЛЫК, В.И. ТКАЧУК, А.И. ДЕМЬЯНОВ, И.Д. ГОС, С.М. КОСТАШ, Ю.А. НИКИТЮК
(Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины)

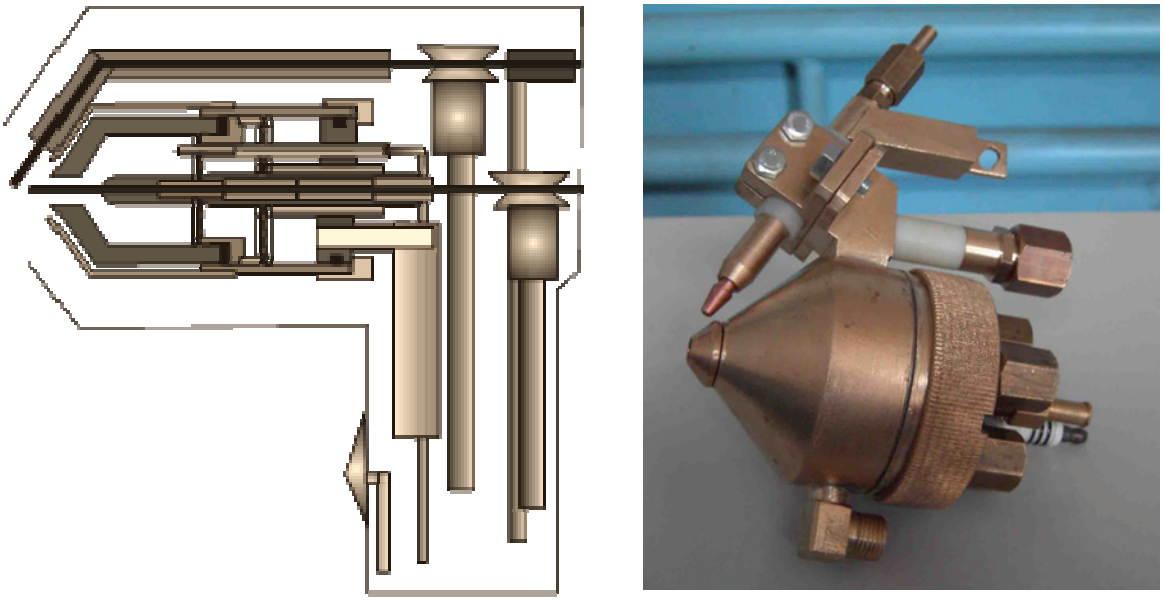
В связи с необходимостью повышения эффективности использования железнодорожного транспорта, возрастает потребность в новых технологиях и материалах для повышения его ресурса, в первую очередь ответственных деталей подвижного состава. Этим объясняется заинтересованность эксплуатационных служб в повышении надежности и продлении сроков безотказной работы железнодорожной техники, что, в свою очередь, способствует безопасности движения поездов. Более высокий уровень долговечности подвижного состава возможен за счет передовых технологий (в частности газотермических защитных покрытий) в пользу резкого снижения эксплуатационных расходов с одновременным повышением надежности наиболее ответственных узлов [1-6]. В этом аспекте одной из наиболее перспективных технологий является сверхзвуковое электродуговое напыление или сверхзвуковая воздушно-газовая электродуговая металлизация (ЭДМ) [7-9]. Здесь преодолены основные недостатки традиционного электродугового напыления, связанные с низким качеством покрытий – повышенное выгорание легирующих элементов распыляемого металла проволок под действием струи воздуха, низкая адгезионная прочность покрытия и низкая прочность сцепления с материалом основы.

Особенности технологии сверхзвукового электродугового напыления. Для реализации такой технологии разработан усовершенствованный сверхзвуковой электродуговой металлизатор PLAZER15-SA-EM установки PLAZER15-SA[10], содержащий горелку с камерой сгорания, работающую под избыточным давлением (рис.1). В основу такого сверхзвукового металлизатора заложен процесс, в котором обдув стабилизированной электрической дуги осуществляется горячими продуктами сгорания природного газа со сверхзвуковой скоростью. Т.е., данная технология является гибридной, в которой сочетается электродуговое напыление со сверхзвуковым газопламенным напылением с формированием единого сверхзвукового высокотемпературного потока газа и расплавленных частиц напыляемого материала проволок. Электрическая дуга ориентирована вдоль высокотемпературного газового потока, скорость которого составляет 1,5 Маха и горит между двумя плавящимися проволоками. Такая система обеспечивает высокий уровень стабильности горения дуги, вследствие ее ориентации вдоль газового потокаи, таким образом, процесса передачи тепла в электроды: интенсивный разгон и измельчения частиц расплавленного металла, их защиту от окисления в полете, снижение количества испаряемого материала (благодаря формированию двухфазового потока высокоскоростной струей продуктов сгорания).

Для распыления проволок, которые плавятся электрической дугой, в указанном сверхзвуковом электродуговом металлизатореиспользуется слабонедорозширенная сверхзвуковая струя горячих продуктов сгорания углеводородного газа с воздухом, вытекающая из звукового сопла. Основное возмущение в поток вносит боковая проволока. За ней ниже по струе образуется область аэродинамической тени. На рисунке (рис. 2, а, б) приведены радиальные изменения динамических напоров в поперечном сечении струи на расстоянии 2,7,12, 22 мм ниже точки встречи боковой и центральной проволок. Сравнение рис. 2, а и 2, б показывают, что в сверхзвуковом потоке с препятствием в виде проволоки картина течения меняется в зависимости от режима работы горелки электродугового металлизатора. При работе на обогащенной смеси, когда коэффициент избытка воздуха а - 0,9 (рис. 2, б) в

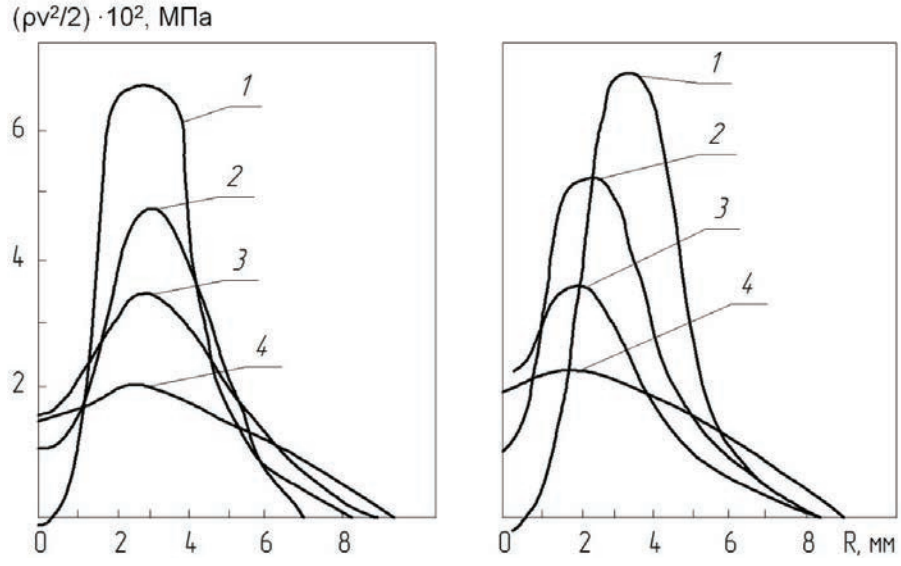
© В.Н. КОРЖИК, Н.П. ЛЮТИК, А.А. ЧАЙКА, В.М. ЮЛЮГИН, Ю.В. РЯБОВОЛЫК, В.И. ТКАЧУК, А.И. ДЕМЬЯНОВ, И.Д. ГОС, С.М. КОСТАШ, Ю.А. НИКИТЮК, 2015

отличие от обедненной смеси а ~ 1,2 (рис. 2, а) поток забоковой проволокой сходится.Рассеяния дисперсных частиц в высокоскоростном потоке определяется направлением вектора усредненной скорости вдоль траектории частиц и параметрами турбулентности. Направление вектора усредненной скорости (рис. 2, б) способствует сжатию металопотока, а при околозвуковой скорости уровень турбулентных пульсаций снижается, происходит ламинаризация потока.



а б

Рис. 1. Схема (а) и общий вид (б) сверхзвуковогоэлектродугометаллизатора



а б

Рис. 2. Профили динамического нажатия сверхзвукового металлизатора на расстоянии от среза сопла: а - 1,2; б - 0,9; 1 – 2 мм; 2-7 мм; 3-12 мм; 4 - 22 мм

Эти два обстоятельства являются решающими при снижении рассеивания дисперсной фазы, уменьшенные угла раскрытия металопотока и разбрасывании скоростей частиц. Кроме того, сформирована за боковым электродом металлизатора (рис. 1) газодинамическая ситуация (рис. 2) определяет характер сноса, дробления расплава проволок и рассеивания дисперсной фазы. В теневой зоне бокового электрода, равной 2,5-3 калибра от среза сопла, имеет место струйное течение металла. Далее ниже по потоку происходит аэродинамическое дробление расплава и разгон дисперсных частиц. Это особенно важно при использовании порошковых проволок, когда получение легированных частиц происходит при

взаимодействии оболочки из малоуглеродистой стали с компонентами порошкового стержня. Легирования здесь происходит во время расплавления проволок и струйного течения расплава.

Наличие составляющей скорости обдувающего потока за боковым электродом, направленной к оси струи (рис. 2, б), обеспечивает обжатия металопотока, способствует снижению рассеивания дисперсной фазы. Угол раскрытия составляет 7-10°.

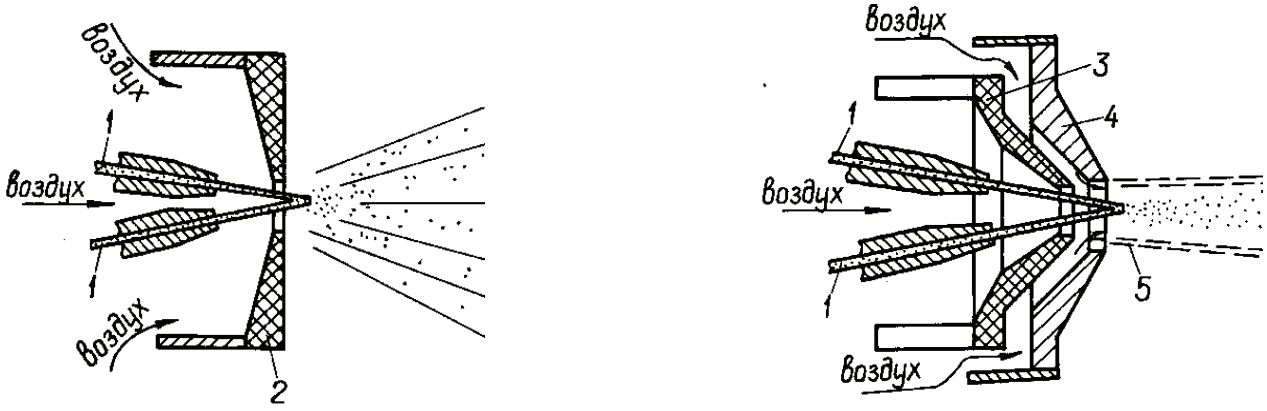
Как известно, одним из существенных недостатков покрытий, получаемых электродуговой металлизацией, является высокая степень их окисления. Этот факт чаще всего расценивается как отрицательный. Покрытия, которые формируются окисленными частицами, характеризуются также высокой пористостью и низкой прочностью сцепления покрытия с основой. Основной причиной окисления материала является его взаимодействие с кислородом в зоне электрической дуги, горящей между электродными проволоками.

Способом уменьшения влияния кислорода на расплавленный металл служит «связывания» его углеводородными газами (чаще всего метаном). Для этого в распыляемый воздух подмешивают горючие газы. Перспективность применения таких газовоздушных смесей в качестве распыляющего газа можно оценить, проанализировав окисляемость материала в зоне его диспергирования. В этой зоне из-за высоких температур (6000 - 10000 К) происходит наиболее активное взаимодействие металла с газами. Качественный анализ окисленности частиц можно получить по результатам термодинамического равновесного расчета систем «материал - газовая среда». Эксперименты показывают, что при распылении газовоздушной смесью, в которой соотношение «природный газ: воздух» = 1/8, окисляемость частиц отсутствует. Дальнейшее увеличение использования доли метана в распыляемом потоке нецелесообразно с экономической точки зрения. В реальных условиях достичь полной защиты металла от окисления практически не удается, поскольку материал покрытия окисляется уже при охлаждении частиц с температуры плавления до температуры окружающей среды. Экспериментально полученные данные по содержанию оксидов железа в исследуемой системе в зависимости от концентрации природного газа в газовоздушной смеси для металлизатора подтверждают вышесказанное.

Вторым обстоятельством, которая способствует снижению окисленности напыляемого материала в сверхзвуковом потоке, является уменьшение времени контакта расплавленных частиц с атмосферой за счет их более высокой скорости.

Центральный и боковой электроды в металлизаторе (рис. 1) работают в разных условиях. Центральный электрод расплавляется под действием тепла прикатодного (прианодного) участка дуги с подогревом проволоки на длине вылета за направляемым мундштуком горячими продуктами сгорания. Боковой электрод расплавляется под действием тепла от дуговой плазмы и прианодного (прикатодного) падения потенциала. Очевидно, что боковая проволока получает больше тепла и скорость ее плавления всегда больше центральной. Уровень тока (при питании от источника с жесткой внешней характеристикой) задается скоростью подачи центральной проволоки. Скорость подачи боковой проволоки выбирают таким образом, чтобы ее конец расплавлялся на линии продолжения верхней поверхности центральной проволоки. В этом случае обеспечивается минимальный уровень пульсаций тока и напряжения дуги, равномерное и стабильное плавления проволок, наиболее узкий диапазон диспергирования расплава, наименьший угол раскрытия металопотока. Такой режим работы сверхзвукового металлизатора на продуктах сгорания является оптимальным.

Сравнительные исследования процесса сверхзвукового напыления с процессами электродугового напыления при дозвуковых режимах истечения высокотемпературной струи (табл. 1 и 2) подтвердили существенное повышение скорости и уменьшение размера частиц напыляемого материала порошковых проволок, уменьшения размера пятна напыления, а также значительное понижение окисления напыляемого материала. Для сравнительных испытаний применяли серийный металлизатор ЭМ-14 (рис. 3, а), а такжеэтот металлизатор после модернизации (рис. 3, б), оборудованный специальными соплами для формирования воздушного потока, который обеспечивает сжатие распыляемой струи, повышение ее скорости и уменьшение окисления материала.



а б

Рис. 3. Принципиальные схемы серийногоЭМ-14 (а) и модернизированногоЭМ-14 (б) электродуговых металлизаторов, применяемых для сравнительных исследований процесса напыления и характеристик покрытий: 1 - порошковая проволока; 2 - стандартное сопло, 3 - профилированное керамическое сопло; 4 - дополнительное сопло для формирования спутноговоздушногопотока; 5 –спутныйвоздушный поток

Таблица 1. Режимы напыления покрытий из порошковых проволок с применением различных типов электродуговых металлизаторов

Типэлектродугового оборудования	Напряжение, V	Сила тока, А	Расходвоздуха, м^3/час	Расход пропана, м^3/час	Давлениевоздуха, МПа	Дистанциянапыления,мм
Серийный металлизатор ЭМ-14, Барнаульский аппаратурно-механический завод, РФ (рис. 3, а)	32-34	200-250	120-130	-	0,6-0,7	150-180
Модернизированный ЭМ-14М с двумя профилированными соплами(рис. 3, б)	32-34	200-250	120-130	-	0,6-0,7	150-180
Сверхзвуковойметаллизатор PLAZER15-SA-EM, установка PLAZER15-SA (рис. 1, 7)	34-36	160-180	90	4,0	0,6	70-130

Примечание. 1. Диаметр порошковых проволок 1,8 мм.
2. Для напыления применяли порошковые проволоки систем на основе Fe-B (с порошковым наполнителем на основе ферробора) и Fe-Cr-C (с порошковым наполнителем на основе феррохрома углеродистого).

Таблица 2. Влияние типов электродуговых металлизаторов на характеристики процесса напыления покрытий из порошковой проволоки системы Fe-B и Fe-Cr-C

Тип электродугового оборудования	Скорость напыляемых частиц, W_p, м/с на дистанции 50 мм	Средний размер напыляемой частицы d_p, мкм	Размер пятна напыления B_1, мм на дистанции 65 мм	Массовое содержание кислорода в покрытии, %
Серийныйметаллизатор ЭМ-14М, Барнаульский аппаратурно-механический завод, РФ(рис. 3, а).	30-80	150-180	45-55	1,8-2,5
Модернизированный металлизаторЭМ-14М с двумя профилированными соплами(рис. 3, б).	100-160	80-120	30-40	0,73- 1,0
Сверхзвуковойметаллизатор, установка PLAZER15-SA (рис. 1, 7).	370-400	40-90	20-30	0,50-0,65

Такое улучшение практически всех технологических параметров сверхзвукового электродугового напыления объясняется уменьшением (в случае применения такой технологии), массы жидкого металла,образуемого на торце порошковой проволоки, и, соответственно, уменьшения размеров частиц напыляемого материала. Повышение дисперсности частиц напыляемого материала приводит к увеличению их скорости и интенсификации динамического взаимодействия с основой, уменьшению пористости покрытия, уменьшению размеров напыленных ламелей и, соответственно, увеличению скорости охлаждения

расплавленных частиц на основе и увеличению количества быстрозакаленных метастабильных структур в покрытии.

Анализ выражения (1) [11] показывает, что при одинаковом значения сварочного тока, плотности материала и геометрических параметров распыляемой порошковой проволоки, ввиду наличия двух источников нагрева при сверхзвуковом электродуговом напылении (электрической дуги и высокотемпературного потока продуктов сгорания углеводородного газа), а также более эффективной конструкции металлизатора, с точки зрения плавления порошковых проволок, обеспечивается более высокая скорость плавления электродов, частота сбросов жидкого металла и уменьшения массы расплавленного металла на торце проволоки.

$$m_{\text{ж}}^{\text{пл}} = \frac{AI_{\text{д}}^2 \gamma V_{\text{э}}^2 \left(1+2,3lg\frac{r_{\text{э}}}{4\delta \sin\frac{\omega}{2}}\right)\left(\frac{M}{\gamma}\right)^{2/3}}{12,6f^2\left(1,5T_{\text{кип}}-T_{\text{ж.м}}\right)\sin^2\left(arctg\frac{2V_{\text{э}}\sin\omega}{fd_{\text{э}}}\right)}, \quad (1)$$

где $I_{\text{д}}$ – ток дуги, γ – плотность металла электрода, $V_{\text{э}}$ – скорость плавления (подачи) электрода, ω – угол между электродами, M – молекулярный вес материала электрода,f – частота сбросов жидкого металла, $T_{кип}$ – температура кипения металла электрода, $T_{ж.м.}$–температура жидкого металла электрода, $d_э$, $r_э$– диаметр и радиус распыленных электродов, δ – толщина оболочки порошкового электрода, A – коэффициент, равный 0,005 H/A^2.

Экспериментальные данные (табл. 2) подтверждают результаты теоретического анализа.

Разработкаэкономнолегированных порошковых проволок для сверхзвуковогоэлктродугового напыления износостойких покрытий. В качестве материала для напыления использовали экономнолегированнуюпорошковую проволоку на основе системы Fe-Cr-C, в которой основным компонентом порошкового сердечника является феррохром углеродистый. При выборе состава данной порошковой проволоки основывались на дальнейшем развитии подходов к легированию порошковых проволок для металлизации [6,11], которые предусматривают такой выбор компонентов порошкового наполнителя, обеспечивающего формирования напыленного покрытия по составу, близкого к хромистым сталям с содержанием 1-2 % С и 4-10 % Cr, обладающих склонностью к закаливанию из жидкого состояния и, в результате, повышенной износостойкостью. Так как покрытия узлов трения деталей подвижного состава железнодорожного транспорта работают при повышенных динамических нагрузках, к ним предъявляются повышенные требования к прочности сцепления. Поэтому, при разработке состава порошковых проволок для нанесения покрытий на указанные типы деталей, с учетом особенностей технологии сверхзвукового электродугового напыления, применяли следующие приемы для повышения прочности сцепления таких покрытий с основой:

- повышение температуры распыляемых частиц за счет алюмотермических реакций, которые обеспечиваются путем введения добавок смеси гематита и алюминия ($Fe_2O_3 + Al = Al_2O_3 + Fe + Q$). В результате такой реакции повышается температура напыляемых частиц, а в покрытии образуются упрочняющая фаза оксида алюминия;

- восстановление окислов железа, образующихся в процессе расплавления и диспергации оболочки и шихты порошковой проволоки, путем введения в шихту алюмосодержащих добавок и лигатур с мишметаллами, с протеканием экзотермических реакций;

- повышение температуры дуги и уменьшение размера столба дуги за счет введения оптимальных количеств добавок галогенидов щелочных металлов.

Повышение температуры распыляемых частиц и увеличение их дисперсности очень важно именнопри применение напыления при сверхзвуковых скоростях истечения струи, так как в этом случае существенно снижается время пребывания расплавленной капли на торце проволок в высокотемпературной зоне электродугового участка, по сравнению с традиционными технологиями напыления с применением низкоскоростных (дозвуковых струй). Также при этом достигается создание прочных металлургических связей между напыляемыми частицами и металлической основной за счет активизации химического взаимодействия между ними и основой и получением твердых и прочных окислов.

Так как в зависимости от типов деталей подвижного состава железнодорожного транспорта требуются различные показатели твердости, разработана линейка составов порошковых проволок ПП-

АН202-Sдля обеспечения различной твердости и триботехнических характеристик. Обязательным условием являлось получение в результате сверхзвукового электродугового напыления такой порошковой проволоки сплава, обладающего склонностью к закаливанию из жидкого состояния, и полученияпокрытия по составу, близкого к хромистым сталям с содержанием 1-2 % С и 4-10 % Cr, содержащим метастабильные закалочные структуры на основе пересыщенных растворов.

Расчет соотношения концентраций элементов в напыленном слое и концентраций компонентов порошковой шихты выполняли на основе решения системы уравнений [11]:

$$A_a = \frac{\eta_a}{100}(x_1 k_1^{(a)} + x_2 k_2^{(a)} + \cdots x_n k_n^{(a)})k_з,$$

$$A_i = \frac{\eta_i}{100}(x_1 k_1^{(i)} + x_2 k_2^{(i)} + \cdots x_n k_n^{(i)})k_з,$$

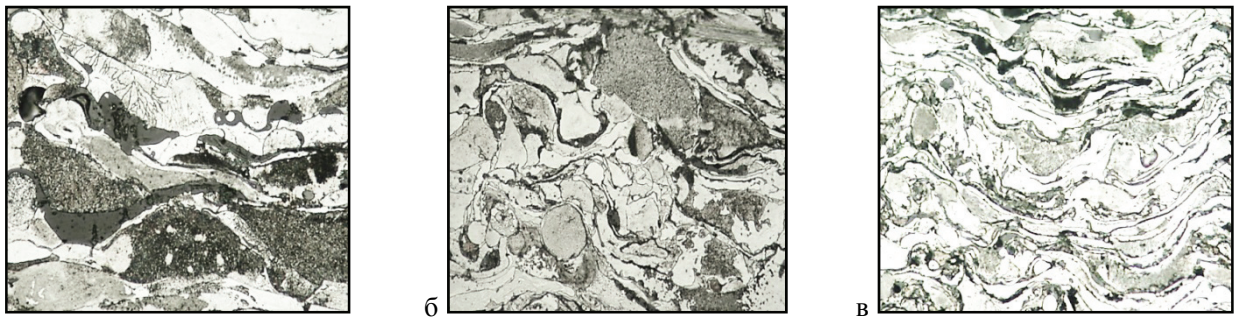
где *a,…i*- легирующие элементы, $\eta_{a,}$ η_i– коэффициенты перехода этих элементов, $x,…x_n$–долевое участие материалов (ферромарганца, феррохрома, алюминия металлического и др.), $k_1^{(a)} \ldots k_n^{(a)}, k_1^{(i)} \ldots k_n^{(i)}$ – концентрация элементов в соответствующих материалах, вводимых в шихту порошкового стержня, $k_з$ – коэффициент заполнения ($k_з$= *0, 15,…0,45).*

Исследовали химический состав и микроструктуру исходной порошковой проволоки (ПП)системы Fe-Cr-C и покрытий, полученных методом электродугового напыления с использованием дозвуковых и сверхзвуковой струй. Для изготовления оболочки данной ПП применяли стальную ленту 08кп. Основными наполнителями порошковой шихты являлись феррохром высокоуглеродистый ФХ900 и железный порошок с добавками ферромарганца. В качестве экзотермических добавок применяли ПЖР5.315.28 гематит МРТУ 14-14р-84, порошок алюминиевый ПА-3с размером частиц до 150 мкм. Микроструктура и состав данной ПП и порошкового наполнителя представлена на рис. 4.

Рис. 4. Микроструктура поперечного сечения проволокиПП-АН202-S

Анализ результатов металлографических исследований покрытий показал, что микроструктура при дозвуковых скоростях истечения воздуха неоднородная, крупнозернистая, с большим количеством пор и оксидных включений. Материал покрытия перегрет и окислен, оксидные прослойки содержат 29,0 %-32,0 % кислорода, массовая доля кислорода в ламелях достигает 2,5 %. Также наблюдаются частицы сферической формы, которые из-за низкой скорости полета, успели остыть до их столкновения с напыляемой поверхностью (рис. 5, а). Покрытие, полученное при использовании модернизированной базовой установки с применением дополнительного воздушного потока и регулируемым углом раскрытия потока частиц, менее окислено. В ламелях и оксидных прослойках массовая доля кислорода составляет соответственно 1,6 %-1,8 % и 29,0 %-30,0 %. Толщина ламелей (δр) для этих покрытий такая же, как и при обычных дозвуковых режимах и равняется 10…30 мкм (рис. 5, б), пористость покрытий составляет 2-3 %. При переходе к сверхзвуковому воздушно-газовому методу ЭДМ, с увеличением скорости струи воздуха возрастает скорость полета частиц, и микроструктура полученного покрытия претерпевает значительные изменения. Сочетание малого размера напыляемых частиц и их высоких скоростей в момент удара о поверхность основы приводит к высоким скоростям охлаждения их материала. В основном, частицы

имеют ламелеобразную форму и подвергаются значительной деформации. Включения глобулярных частиц не наблюдаются. Отмечаются тонкие оксидные прослойки. По всей толщине покрытия имеют однородную тонколамелярную структуру, что говорит о стабильности процесса. В покрытиях, нанесенных при сверхзвуковом воздушно-газовом напылении, значения δр находятся в интервале 5…10 мкм (рис. 5, в). Пористость структуры снижается и составляет 0,4 %.



а б в

Рис. 5. Микроструктура покрытий из порошковой проволоки системы Fe-Cr-Al, полученных различными методами электродуговой металлизации: а - обычное напыление с помощью электродугового металлизатора ЭМ-14М;б – модернизированное напыление ЭМ-14М; в - сверхзвуковое напыление PLAZER15-SA-EM, х400

Азанализрезультатов рентгеноспектрального микроанализа и дифрактограммпокрытий показал, что все исследуемыепокрытия, полученныеметодами обычной дозвуковой электродуговой металлизации, модернизированной и сверхзвуковой электродуговой металлизациисодержаттвердыйрастворAl и Cr вальфа-железе (обьемноцентрированнаякубическаярешетка с а=0,287 нм), и твердырастворыAl и Crв гамма-железе с гранецентрированнойкубическойрешеткой и различнымсодержаниемэтихэлементов.По данным рентгеноспектрального микроанализа при обычной дуговой и модернизированной металлизации в покрытиях преобладает твердый раствор хрома с алюминием в α- железе, а в случае сверхзвуковой ЭДМ в покрытии основной фазой является γ- фаза. При сверхзвуковой электродуговой металлизациии модернизированной электродуговой металлизациифазоваясоставляющаягамма-железос измененными параметрами существует в двух модификациях, а именно: γ_1Fe (Cr, Al) с а=0,3677 нм и γ_2Fe(Cr, Al)са=0,3633 нм[12].

Разница в значенияхпараметроврешеткиγ_1Fe иγ_2Fe свидетельствует о разном содержании легирующих элементов. Установлено, чтомаксимальнаяконцентрацияхрома в твердомрастворе на основежелеза в ламеляхпокрытий, полученных при обычном и модернизированном напыления, составляет 16,8 % -17,1 % и 15,0 % -15,4 мас. % соответственно, в техже условиях содержание алюминия составляет примерно от 4 % до 6,2 %. Кроме этого в процессе напыленияалюминийвзаимодействует с кислородом, образуются включения на основе Al_2O_3содержащие 35,0-39,0 мас. % алюминия и 29,0-32,0 мас. % кислорода[12].При использовании сверхзвуковых струй турбулентный режим истечения струй переходит в ламинарный, в связи с чем уменьшается подмешивание воздуха, и одновременно, за счет возрастания скорости газовой струи увеличивается скорость частиц. При сверхзвуковом напылении количество хрома и алюминия, растворенных в железе возрастает, максимальная концентрация хрома в ламелях достигает 20,0-20,5 мас. %. Твердый раствор такой концентрации обладает большим сопротивлением окислению кислородом воздуха. Степень окисления напыленного покрытия значительно уменьшается. В ламелях содержится около 1,0 % кислорода. Более детальные результаты исследований структуры данных типов покрытий приведены в [12].

Сравнение значений микротвердости покрытий из порошковой проволоки, напыленных разными способами показывает, что микротвердость покрытия, полученного при обычной электродуговой металлизации, изменяется в пределах от 1930 до 4200 МПа, микротвердость покрытия, полученного на модернизированной установке, изменяется в пределах от 2540 МПа до 5100 МПа.Максимальную микротвердость имеют сверхзвуковыепокрытия, где диапазон значений находится в пределах 3900…6100 МПа, что может быть связано с увеличением содержания хрома в твердом растворе на основе железа.

Для сравнительной оценки прочности сцепления покрытий $\sigma_{сц}$ с основой использовали величину разрушающего напряжения в композиции «покрытие – основа сталь 45» при нормальном отрыве, определенную по методике «конического штифта». Результаты испытаний подтверждают эффективность применения технологии сверхзвукового электродугового напыления и повышение почти в 2 раза значений прочности сцепления покрытий с основой, по сравнению с традиционной технологий (рис. 6).

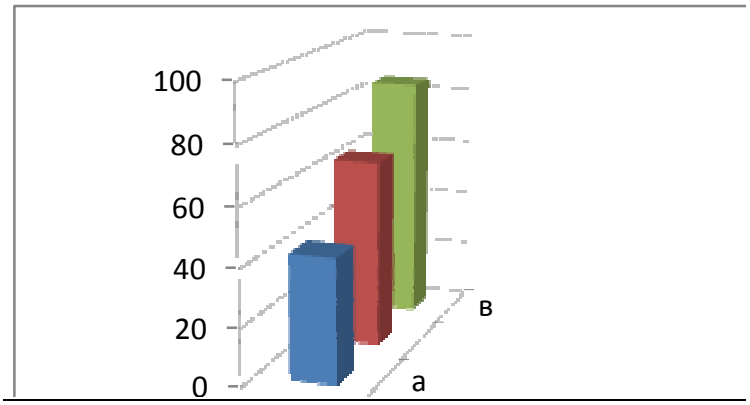
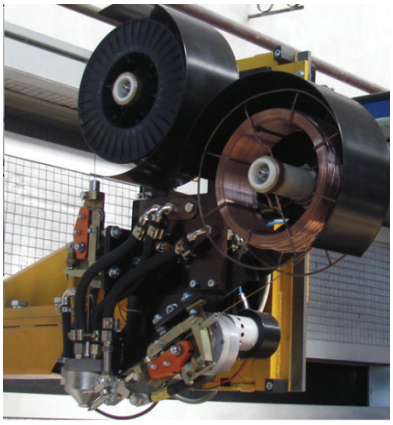
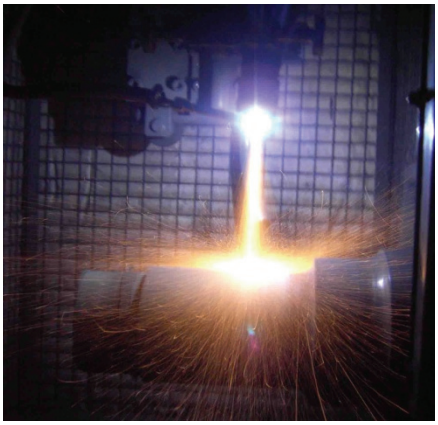


Рис. 6. Прочность сцепления с основой из стали 45 покрытий из порошковой проволоки системы Fe-Cr-Al марки ПП-АН202-S, полученных различными методами электродуговой металлизации: а - обычное напыление с помощью электродугового металлизатора ЭМ-14М; б – модернизированное напыление ЭМ-14М; в - сверхзвуковое напыление PLAZER15-SA-EM

Триботехнические испытания рассматриваемых покрытий проводили в условиях с ограниченной смазкой по схемам «диск с покрытием - колодка (контртело - чугун СЧ-20 и сталь 40Х , Р=10 МПа, V=1 м/с, масло НС20, 30 капель/мин). Установлено, что технология электродугового напыления существенно влияет на интенсивность изнашивания покрытий их порошковой проволоки на основе Fe-Cr-C марки ПП-АН202-S. Значения интенсивности изнашивания покрытий нанесенных сверхзвковымэлекродуговым напылением с помощью электродугового металлизатора PLAZER15-SA-EMсоставлят 3,1 мкмк/км, в то время, как этот показатель для покрытий, нанесенных с помощью модернизированного электродугового металлизатора ЭМ-14 составляет 4,3 мкмк/км, а для серийного металлизатора ЭМ-14 составляет 7,8мкмк/км.Т.е., применение технологии сверхзвукового электродугового напыления позволяет повысить износостойкость покрытий более, чем в 2,5 раз. Вместе с тем, все исследуемые покрытия превосходят по износостойкости Ст 20, значения износа которой составляют около 10 мкм/км.

Применение. Базируясь на технологических исследованиях и опыте сверхзвуковой электродуговой металлизации, разработанная технология и порошковой проволоки на основе Fe-Cr-C марки ПП-АН202-Sприменялись для восстановления тяжелонагруженныхколенвалов локомотивных дизелей 12VFE 17/24 поездов Д1 венгерского производства. С применением усовершенствованного сверхзвукового электродугового металлизатора PLAZER15-SA-EM (рис. 7, а) в 2012-2013 г.г. проведена модернизация технологического участка для электродугового напыления коленвалов локомотивных дизелей 12VFE 17/24 в Локомотивном депо г. Илловайск. В результате эксплуатации восстановленных локомотивных коленчатых валов данных марок установлено, какие-либо технические дефекты покрытия и валов не зафиксированы, а срок службы восстановленных шеек коленвалов больше новых в два раз.Причём, важным является то обстоятельство, что в экстремальных и аварийных ситуациях (прекращение подачи масла, наличие абразивных частиц) покрытие проявляет большую живучесть в сравнении с основным материалом коленвала.

а 

б 

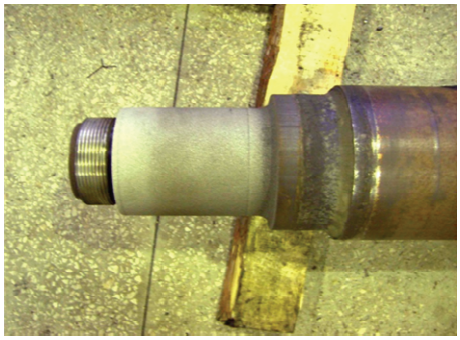
в 

Рис. 7. Внешний вид блока машинного сверхзвукового металлизатора PLAZER15-SAEM установки PLAZER15-SA (а), процесс напыления с его помощью износостойких покрытий из порошковых проволок на основе Fe-Cr-C на шейки осей колесных пар железнодорожного транспорта (б, в)

Также на основе данной разработки в 2013 г. в Локомотивном депо Коростень организован технологический участок сверхзвукового электродугового напыления осей колесных пар железнодорожного транспорта. Показано, что применение разработанной технологии и оборудования сверхзвукового электродугового напыления покрытий на шейкии подступичные части осей колесных пар грузовых вагоном, одновременно с применением для напыления экономнолегированнойпорошковой проволоки на основе Fe-Cr-C марки ПП-АН202-S, позволяет получать большую поверхностную твердость и большую глубину упрочненного слоя, по сравнению с требованиями нормативной документации.

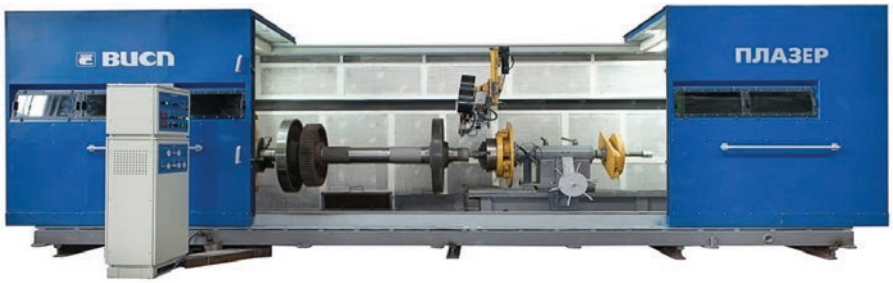


Рис. 8. Внешний вид технологического комплекса для сверхзвукового электродугового напыления износостойких покрытий на шейки осей колесных пар в Локомотивном депо Коростень (Украина)

Выводы

1. Повышение качества износостойких покрытий для ответственных деталей подвижного состава железнодорожного транспорта путем применения разработанной технологии сверхзвукового электродугового напыления достигнутоза счет следующих новых технических решений:

1.1. Применение усовершенствованной конструкции сверхзвукового электродугового металлизатора PLAZER15-SA-EM, реализующий гибридный процесс, в котором сочетается электродуговое напыление со сверхзвуковым газопламенным напылением с формированием единого сверхзвукового высокотемпературного потока газа и обдува стабилизированной электрической дуги этими горячими продуктами сгорания природного газа;

1.2. Применение специальной порошковой проволоки на основе системы Fe-Cr-Смарки ПП-АН202-S, разработанной для сверхзвукового электродугового напыления, с системой легирования, обеспечивающей формирование напыленного покрытия по составу, близкого к хромистым сталям с

содержанием 1-2 % С и 4-10 % Cr, которые обладают склонностью к закаливанию из жидкого состояния. При этом данные порошковые проволоки включают добавки, реализующие ряд эффектов и обеспечивающие повышение прочности сцепления напыленных покрытий с основой, а именно:

- повышение температуры распыляемых частиц за счет алюмотермических реакций, которые обеспечиваются путем введения добавок смеси гематита и алюминия ($Fe_2O_3 + Al = Al_2O_3 + Fe + Q$). В результате такой реакции повышается температура напыляемых частиц, а в покрытии образуются упрочняющая фаза оксида алюминия;

- восстановление окислов железа, образующихся в процессе расплавления и диспергации оболочки и шихты порошковой проволоки, путем введения в шихту алюмосодержащих добавок и лигатур с мишметаллами, с протеканием экзотермических реакций;

- повышение температуры дуги и уменьшение размера столба дуги за счет введения оптимальных количеств добавок галогенидов щелочных металлов.

2. Покрытия, полученные по разработанной технологии сверхзвукового электродугового напыления с применением порошковой проволокина основе системы Fe-Cr-Смарки ПП-АН202-Simеют структуру с содержанием аустенита до 80 % мас.Упрочнение покрытий обеспечивается формированием пересыщенного твердого раствора железа с повышенным содержанием хрома до 20,5 мас. % и алюминия до 6,2 мас. %. Микротвердость покрытия превышает, примерно, на 30 - 50 % микротвердость электродуговых покрытий из этой же проволоки, полученных по традиционной дозвуковой технологии, в 2-3 раза уменьшается окисление напыляемого материала, пористость снижается в 3-5 раза. Прочность сцепления стальных покрытий из стальной основой по сравнению с серийными металлизаторамиувеличивается с 25-30 МПа до 80 МПа, пористость покрытий снижается с 15-20 % до 0,5-3 %, окисляемость материала покрытия снижается в 2 раза.Также технология сверхзвукового электродугового напыления,по сравнению с традиционными методами ЭДМ, позволяет повысить износостойкость покрытий более, чем в 2,5 раз.

3. Разработанная технология, оборудование и материалы применены для повышениякачества покрытий для восстановления ответственных деталей подвижного состава железнодорожного транспорта при модернизации технологического участка электродугового напыления коленвалов локомотивных дизелей 12VFE 17/24 в Локомотивном депо г. Илловайск в 2012-2013 г.г., а также при организации технологического участка сверхзвукового электродугового напыления осей колесных пар железнодорожного транспорта в Локомотивном депо Коростень в 2013 г.

1. *Восстановление* шеек колесных пар металлизацией. В.П. Кузьмин и др.//Ж.д. транспорт, 2002, -31, С. 46-49.
2. *Кузьмин В.П.* Восстановление шеек осей колесных вагонных пар электродуговой металлизацией. Весник ВНИИЖТ. 1, 2201, - С 46
3. *Коржик В.Н., Кривцун И.В., Петров С.В., Харламов М. Ю.* Новая технология «Плазер» реновации деталей для железных дорог // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2009, 1. – С. 20-22.
4. *Технология* и оборудование для плазменно-дугового напыления для восстановления ответственных деталей железнодорожного транспорта / Коржик В.Н., Харламов М.Ю., Петров С.В. и др. // Вестник Восточноукр. национ. ун-та им. В. Даля . 2001, 14, С 76-84.
5. *Зеленин В.И., Кавуненко П.В., Тисенко В.В.и др*. Продление срока службы осей РУ1 и РУ1Ш колесных пар грузовых вагонов, восстановленных методом плазменно-дуговой металлизации шеек и подступных частей. Автоматическая сварка, 2019 , 9, с. 39-43.
6. *Похмурский В.И., Студент М.М., Довгуныk В.М., Сидорак И.И., Кусков Ю.М., Рябцев И.А*. Структура и триботехнические характеристики покрытий, полученных электродуговой металлизацией с использованием порошковых проволок// Автоматическая сварка. – 2003. – 8. – С.13-17.
7. *Борисов Ю.С., Петров С.В*. Использование сверхзвуковых струй в технологии газотермического напыления // Автоматическая сварка. 1995. 1. С.41-44.
8. *Фролов В.А., Поклад В.А., Рябенко Б.В.. Викторенков Д.В*. Технологические особенности методов сверхзвукового газотермического напыления (обзор) // Сварочное производство. – 2006. – 11. – С. 38-47.
9. *Петров С.В., Карп И.Н*. Плазменное газовоздушное напыление.–Киев: Наук.думка, 1993. – 495 с.
10. *Петров С.В., Коржик В.Н*. Установка электродугового сверхзвукового напыления PLAZER15-SA / Сварщик, 2011, 1, с.17-21.
11. *Роянов В.А*. Теоретические основы создания и промышленное освоение экономнолегированных порошковых проволок для электродугового напыления износостойких покрытий с улучшенными эксплуатационными свойствами. Автореферат диссертации на соискание ученой степени д.т.н. Минск, БПИ, 38 стр.
12. *Коржик В.Н., Борисова А.Л., Гордань Г.Н., Лютик Н.П., Чайка А.А., Кайда Т.В*. Особенности структуры покрытий из порошковой проволоки системы Fe–Cr–Al, полученных в условиях сверхзвуковой электродуговой металлизации / «Автоматическая сварка», 2014, 2, с.33-38.

ПРОЕКТ 7.14

Розробка технології виготовлення елементів фрикційних пар із порошкових композиційних матеріалів з підвищеним експлуатаційним ресурсом для гальмівних пристроїв рухомого складу залізничного транспорту

ВПЛИВ ВМІСТУ СКЛЯНОЇ ФАЗИ ГАРЯЧЕШТАМПОВАНИХ ЗАЛІЗОСКЛЯНИХ КОМПОЗИТІВ НА ЇХ МЕХАНІЧНІ ТА ТРИБОТЕХНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

Г.А. БАГЛЮК, В.Я. КУРОВСЬКИЙ
(Інститут проблем матеріалознавства НАН України)

Вступ. У зв'язку із підвищенням швидкісних параметрів руху і маси рухомого складу залізничного транспорту зростають вимоги до стійкості і надійності гальмівних вузлів потягів. Фрикційні пари гальмівних облаштувань відносяться до найбільш важливих вузлів залізничного транспорту, оскільки вони визначають не лише надійність і довговічність останнього, але і, значною мірою, його безпеку.

Найбільш важливою характеристикою фрикційних матеріалів є здатність поглинання ними енергії руху, перетворення її на теплоту і розсіяння останньої в повітрі при мінімізації зносу самого матеріалу та руйнування вузлів тертя.

Гальмівні парі залізничного транспорту характеризуються наступними характеристиками роботи: енергія гальмування W_n - до $5 \cdot 10^3$ кДж; тиск p_{oc} – до 0,3 МПа; швидкість – до 45 м/с; час гальмування – до 30 с; коефіцієнт взаємного перекриття $k_{вз} = 0,3$; максимальна температура в зоні тертя – до 800 ^{0}С.

В даний час в нашій країні переважна більшість локомотивів і рухомого складу залізничного транспорту оснащена гальмівними колодками з фрикційною парою чавун-сталь. Проте, фрикційні металеві пари характеризуються нестабільним коефіцієнтом тертя, що різко знижується з підвищенням температури і швидкості ковзання, схильністю до схоплювання при високих температурах і підвищеним зносом, що, якщо і може задовольняти при експлуатації в умовах низьких і середніх швидкісних параметрів, стає непридатним для сучасних швидкісних потягів.

Можливість створення нових класів фрикційних матеріалів, що відрізняються високими теплостійкістю і фрикційними характеристиками (коефіцієнт тертя і зносостійкість) пов'язують із застосуванням методів порошкової металургії. У розвинених країнах з високим рівнем технічного потенціалу (США, Англія, Японія, ФРН, Франція та ін.) сучасні високошвидкісні потяги оснащені виключно гальмами, в конструкцію яких входять фрикційні пари виготовлені з композитів із застосуванням методів порошкової металургії.

Це обумовлено тим фактором, що однією з найважливіших переваг порошкової металургії є можливість одержання псевдосплавів, синтез яких традиційними методами лиття та наступної обробки тиском практично неможливий.

Яскравим прикладом таких матеріалів є металоскляні композити, що представляють собою відносно пластичну металеву матрицю, у якій рівномірно розподілені включення скла, що мають високу твердість [1, 2]. Ці композити показали високу ефективність як триботехнічні матеріали при використанні їх для виготовлення деталей вузлів тертя, які працюють у найрізноманітніших і складних умовах експлуатації (у тому числі – без змащення, у вакуумі, в абразиввміщуючому середовищі, тощо).

Маючи відносно високу твердість і зносостійкість, скло в сполученні з пластичним металом виступає в якості ефективної складової композита триботехнічного призначення. Одержання таких матеріалів методами лиття неможливо через велику різницю температур плавлення металу і скла, коагуляції останнього і ліквації по щільності в процесі плавлення. У той же час, у випадку використання методів порошкової металургії, у процесі спікання металоскляного матеріалу відбувається взаємодія скляної фази з оксидами на поверхні часток залізного порошку, що підвищує міцність адгезійного зв'язку між компонентами суміші. Крім того, відбувається зміна хімічного складу скляної фази (ситалізация скла) з виділенням у ній твердих хімічних сполук, що призводять до підвищення триботехнічних характеристик

© Г.А. БАГЛЮК, В.Я. КУРОВСЬКИЙ, 2015

матеріалу внаслідок утворення істотно гетерогенної структури композиту, в якому різниця в мікротвердості пластичної матриці і твердих включень досягає 5,0 ГПа [2, 3].

В більшості публікацій, присвячених дослідженню структури і властивостей металоскляних матеріалів, для одержання композитів використовувалися методи спікання і статичного гарячого пресування. У той же час, одним з найбільш ефективних методів одержання високощільних порошкових матеріалів з високими фізико-механічними властивостями, є гаряче штампування пористих заготовок (ГШПЗ) [4, 5], однак публікації присвячені дослідженням можливості застосування цього методу для одержання металоскляних композитів вкрай обмежені.

У зв'язку з цим **метою** даної роботи було дослідження впливу вмісту скляної фази в залізоскляних матеріалах на основні фізико-механічні і триботехнічні характеристики композитів, одержуваних гарячим штампуванням.

Методика експерименту. Вихідну шихту для синтезу металоскляних композитів готували із суміші залізного порошку ПЖР-3.200.28 с розміром часток 80÷160 мкм, 0,8 % (мас.) графіту і скляного порошку з розміром часток -40 мкм, отриманого розмелом листового скла в барабанному млині. Для оцінки впливу вмісту скла в композиті на структуру і властивості останнього кількість скла в суміші варіювали в межах 3÷12 % (мас.).

Із шихти, отриманої змішуванням вихідних порошків, під тиском 700 МПа пресували пористі заготовки для наступного гарячого штампування, які потім нагрівали в середовищі проточного аргону до 1100÷1150 ^{0}С и здійснювали гаряче штампування в напівзакритому штампі на гвинтовому дугостаторному пресі.

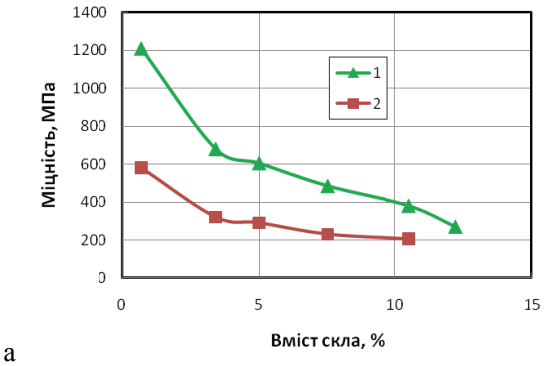
Гарячештамповані заготовки розрізали на темплети, з яких виготовляли зразки для визначення твердості, міцності на розтягання і вигин.

Триботехнічні характеристики матеріалів визначали в умовах торцевого тертя без змащення при постійній швидкості ковзання (0,25 м/с) у діапазоні тисків 1÷6 МПа. У якості контртіла застосовували загартовану до твердості 52÷55 HRC сталь 45. У процесі випробувань визначався коефіцієнт тертя і поточний знос зразка. Дослідження зносостійкості зразків проводили при контактному тиску 3 МПа.

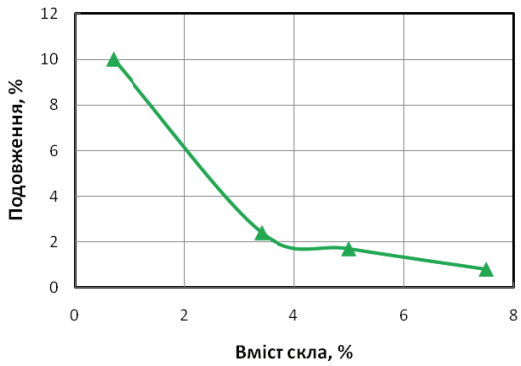
Результати експериментів та їх обговорення. На рис. 1 представлені залежності основних механічних властивостей металоскляних композитів від вмісту скла у вихідній шихті. Як випливає з приведених даних, із введенням до складу матеріалу навіть незначної кількості скла (більше 2÷3 %) як міцність на вигин і розтягання (рис. 1, а), так і пластичність (рис. 1, б) гарячештампованого композиту різко знижуються, що обумовлено збільшенням в структурі матеріалу об'ємного вмісту крихкої скляної складової, частки якої є концентраторами напруги, що послабляють перетин зразка, який навантажується.

В той же час, якщо значення міцності і пластичності композиту істотно знижуються зі збільшенням вмісту скла в останньому, то характер залежності його твердості від вмісту скла принципово інший. Збільшення вмісту скла з 0,7 до 3 % приводить до різкого росту твердості з НВ 1360 МПа до 1910÷1940 МПа при 3÷7 %, тоді як з підвищення кількості скляної фази до 10,5 % відбувається вже падіння твердості композиту до 1660 МПа (рис. 1, в). Такий ефект може бути обумовлений наступними причинами. В процесі спікання металоскляних матеріалів в результаті взаємодії окислів матричного металу зі склом в останньому з'являється кристалічна фаза, мікротвердість якої істотно вище твердості вихідного скла [2]. У зв'язку з цим, ріст інтегральної твердості композита зі збільшенням у його складі вмісту скла до 5÷7 % обумовлений як ростом мікротвердості скляної фази, так і збільшенням об'ємної частки останньої в композиті. Однак, це не пояснює різкого зниження твердості при більш високих змістах скла (до 10÷12 %). Можна припустити, що прояв даного ефекту пов'язаний з неповним проходженням ситалізації скла внаслідок недостатньої кількості оксидної фази матричного сплаву, однак ця версія вимагає додаткового вивчення.

Результати дослідження триботехнічних характеристик отриманих матеріалів (рис. 2) також показали істотну залежність останніх від вмісту скла в композиті. Як випливає з рис. 2, а, сталі без скла або з мінімальним його вмістом (1 %) відзначаються істотно більш високим коефіцієнтом тертя (на рівні 0,45÷0,57) на всьому діапазоні контактних тисків (рис. 2, а). Зі збільшенням вмісту скла вже з 2 % і більше відбувається значне зниження значень коефіцієнтів тертя матеріалу.

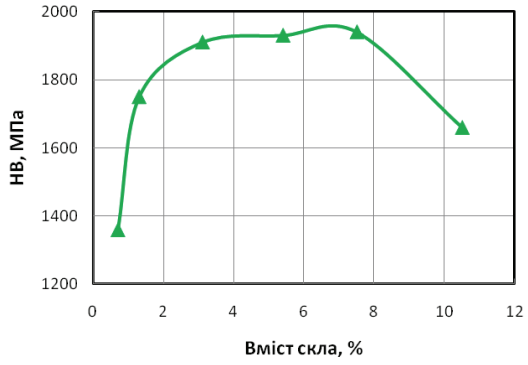


а

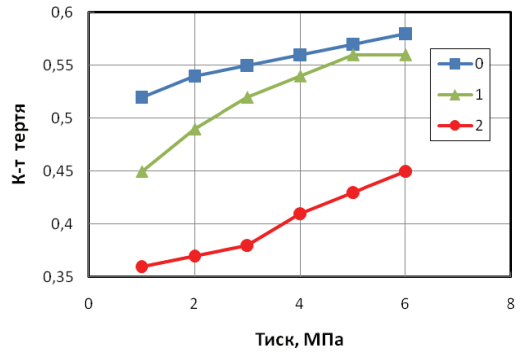


б

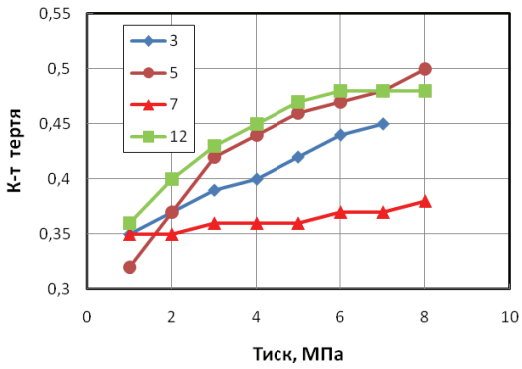
Рис. 1. Залежність механічних властивостей композиту від вмісту скла в шихті; 1 – $\sigma_{зг.}$, 2 – $\sigma_{розт}$



в



а



б

Рис. 2. Залежність коефіцієнту тертя металоскляних композитів від величини контактного тиску і вмісту скла (цифри на графіках)

Для всіх складів композитів значення коефіцієнту тертя монотонно зростає зі збільшенням контактного тиску. У той же час, звертає на себе увага той факт, що якщо в композитах з 2, 3, 5 і 12 % скла збільшення контактного тиску призводить до помітного підвищення коефіцієнта тертя (з 0,32÷0,37 при 1 МПа до 0,45÷0,50 при 8 МПа), то композит з 7 % скляної фази має найбільшу стабільність коефіцієнта тертя при різних контактних тисках, що змінюється в досить вузьких межах – 0,35÷0,38.

Вкрай важливою характеристикою триботехнічних матеріалів, нарівні із коефіцієнтом тертя, є їх зносостійкість. Аналіз результатів оцінки величини зносу при різних значеннях тривалості випробувань (рис. 3) показав, що композити із вмістом скляної фази 3 % і більше відзначаються істотно (у рази) більш високою стійкістю до зносу при заданих умовах тертя. При цьому, стійкість композиту до зносу зростає зі збільшенням вмісту твердої скляної складової (рис. 3, б).

Відзначена закономірність порушується однак для композиту з 12 % скла, що відрізняється дещо підвищеними значеннями зносу на початковій стадії випробувань (до 15 годин). Це може бути пояснене істотно більш низькою твердістю матеріалу цього складу у порівнянні з композитами з 3÷7 % скла (див. рис. 1, в) і наявністю надлишкового вмісту неситалізованого при нагріванні скла, частки якого, що мають меншу адгезійну міцність до матричної фази, викришуються в процесі тертя і виступають у якості абразивної складової в зоні тертя.

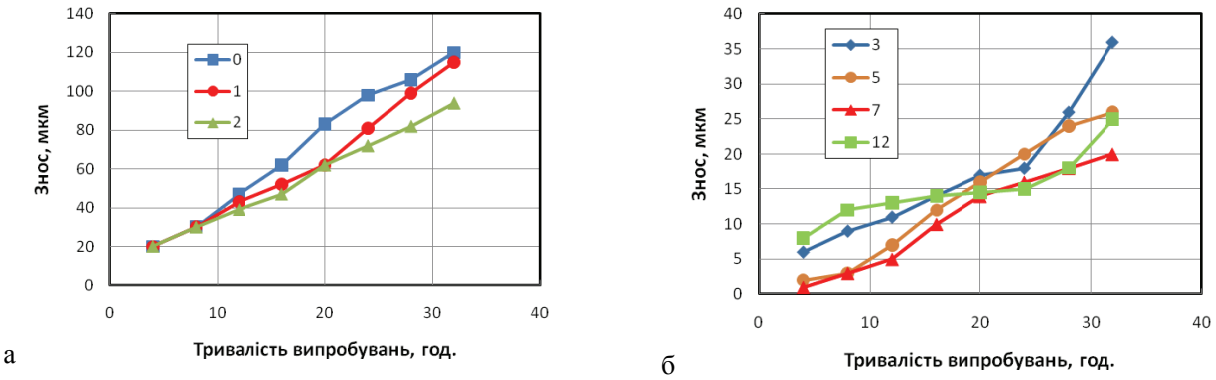


Рис. 3. Залежність зносу металоскляних композитів від тривалості випробувань і вмісту скла (цифри на графіках)

Після 15 годин роботи інтенсивність зносу композита з 12 % скла різко знижується і загальна величина зносу на наступних стадіях (після 20÷32 годин) випробувань знаходиться вже на рівні зносу матеріалів з 5÷7 % скла (рис. 3, б).

Відзначений ефект може бути обумовлений викришуванням і винесенням із робочої зони на початковому етапі випробувань надлишкових часток неситалізированого скла, а також формуванням на стадії приробляння на контактній робочій поверхні вторинної структури, яка виконує роль ефективного твердого змащення. Така структура, як правило, являє собою поліоксидну плівку, що формується в процесі тертя в результаті окислювання компонентів, що входять до складу матеріалів поверхонь тертя [7, 8]. У нашому ж випадку, джерелом для формування поліоксидної трибоплівки ефективно служать частки скляної фази, що входять до складу композиту.

Висновки

1. Представлені вище результати показують, що змінюючи вміст скляної фази в сталевій матриці можна одержувати матеріали із широким діапазоном фізико-механічних і триботехнічних характеристик.

2. При введенні до складу матеріалу навіть незначної кількості скла (більше 2÷3 %) характеристики міцності і пластичності гарячештампованого композиту різко знижуються, що обумовлено збільшенням в структурі матеріалу об'ємного вмісту крихкої скляної складової. Твердість матеріалу зі збільшенням у ньому вмісту скла збільшується від НВ 1360 МПа при 0,7 % до 1910÷1940 МПа при 3÷7 %, тоді як з підвищенням кількості скляної фази до 10,5 % відбувається падіння твердості композиту до 1660 МПа.

3. Результати дослідження триботехнічних характеристик отриманих матеріалів показали, що сталі без скла і з мінімальним його вмістом (1 %) мають досить високий коефіцієнт тертя (на рівні 0,45÷0,57) на всьому діапазоні контактних тисків. Зі збільшенням вмісту скла вже з 2 % і більше відбувається значне зниження значень коефіцієнтів тертя матеріалу.

4. Зносостійкість композитів із вмістом скляної фази 3 % і більше істотно (у рази) вище у порівнянні з матеріалами з малим вмістом скла при заданих умовах тертя. При цьому, стійкість композиту до зносу зростає зі збільшенням вмісту скляного компонента.

1. *Радомысельский И.Д., Сердюк Г.Г., Щербань Н.И.* Конструкционные порошковые материалы. – К.: Техніка, 1985. – 152 с.
2. *Власюк Р.З.* Исследование процессов структурообразования при спекании металлостеклянных материалов / Автореф. дисс. ... канд. техн. наук. ─ Киев, 1972. ─ 29с.
3. *Радомысельский ИД., Щербань Н.И.* Порошковые конструкционные материалы. ─ Киев: О-во «Знание» УССР, 1983. ─ 16 с.
4. *Дорофеев Ю.Г., Гасанов Б.Г., Дорофеев В.Ю. и др.* Промышленная технология горячего прессования порошковых изделий. ─ М.: Металлургия, 1990. – 206 с.
5. *Баглюк Г.А.* Технологические проблемы процессов горячей штамповки пористых заготовок // Вісник національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». Машинобудування. – Вип. 56, 2009. – С. 93÷100.
6. *Баглюк Г.А.* Влияние деформационных параметров на структуру и свойства горячештампованных порошковых материалов // Обработка материалов давлением. Сб. научн. трудов. - 1 (26). – 2011. – Краматорск, 2011. – С. 139÷145.
7. *Kato H., Komai K.* Tribofilm formation and mild wear by tribo-sintering of nanometer-sized oxide particles on rubbing steel surfaces // Wear. – 2007. – Vol. 262, No. 1÷2. – P. 36÷41.
8. *Jacobson S., Hogmark S.* Surface modification in tribological contacts // Wear. – 2009. – Vol. 266, No. 3÷4. – P. 370÷378.

ПРОЕКТ 7.15

Подовження ресурсу компонентів обладнання високого тиску для транспортної авіації за рахунок автоматизації процесу їх зварювання

УДК 621.791.7

ВПЛИВ АКТИВУЮЧОГО ФЛЮСУ НА ЯКІСТЬ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СФЕРИЧНИХ БАЛОНІВ

М.М. САВИЦЬКИЙ, д-р. техн. наук, **О.М. САВИЦЬКИЙ**, канд. техн. наук,
В.М. ВАЩЕНКО, Ю.М. ШКРАБАЛЮК, І.А. КОРОВІН, інженери
(Ін-т електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України)

Резервна система керування - один із найважливіших засобів гарантування безпеки польотів транспортних літаків. Компоненти її обладнання - відносяться до особливо відповідальних конструкцій, до якості виготовлення яких пред'являються підвищені вимоги. Тому сферичні балони резервної системи керування та їх зварні з'єднання повинні проходити 100 % рентгенконтроль. У випадку виявлення дефектів допускається вкрай обмежена кількість їх виправлень. Сучасна технологія і обладнання для зварювання сферичних балонів передбачають виконання багатопрохідних з'єднань з попереднім розкриттям кромок та його заповненням. Однак статистика свідчить, що в міру збільшенням кількості проходів та кількості наплавленого металу зростає вірогідність утворення у шві таких дефектів, як утяжини металу та рихлоти в швах. Тому, автоматизація процесу зварювання сферичних балонів передбачає заміну традиційного багатопрохідного TIG-процесу ATIG-зварюванням і розробку спеціалізованої установки для його реалізації. Даний спосіб забезпечує виконання зварних з'єднань балону за один прохід, без розкриття кромок і присадкового дроту з мінімальним тепловкладенням у зварне з'єднання, що дозволяє запобігти утворенню вказаних вище дефектів.

Ключові слова: *ATIG-зварювання, сферичний балон, зварне з'єднання, тепловкладення, резервна система керування*

На сучасному етапі технічного розвитку авіація, за показниками дальності і швидкості перевезень, а також за умовами їх реалізації - є одночасно одним із найбільш ефективних та найбільш екстремальних видів транспорту. Тому безпека польотів – найперша і основна вимога яка висувається до конструкції літаків та їх обладнання.

Резервна система керування є одним із найважливіших засобів гарантування безпеки польотів транспортних літаків незалежно від їх призначення. Компоненти обладнання даної системи за своїм функціональним призначенням та умовами експлуатації (високий тиск) відносяться до особливо відповідальних конструкцій. Тому до якості їх виготовлення пред'являються підвищені вимоги. Особливо це стосується зварних з'єднань.Досвід, накопичений в галузі зварювання конструкцій різного призначення та ступеня відповідальності, свідчить, що значна маса їх руйнувань відбувається по зварних з'єднаннях. Це обумовлено рядом особливостей отримання з'єднань. Насамперед, зварювання є термічним процесом з локальним високотемпературним впливом на метал. У результаті цього в зварюваному металі відбуваються певні зміни структури і напруженого стану. Крім цього, зварний шов кристалізується з рідкого металу і має литу структуру, чим суттєво відрізняється від основного металу, що пройшов різні стадії технологічної переробки для надання йому відповідних механічних властивостей. А так як властивості металу в основному визначаються його структурою, то і властивості зварного з'єднання після його утворення відрізняються від властивостей основного металу. І якщо ці відмінності носять негативний характер, то зварний шов будь-якого виробу завжди буде його слабким місцем, де руйнування найбільш ймовірно. Тому до якості і властивостей зварних з'єднань пред'являються підвищені вимоги, які зростають у міру підвищення ступеня відповідальності всієї зварної конструкції.

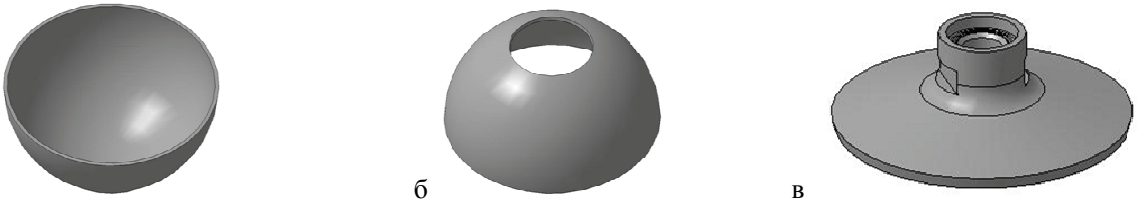
Зварні сферичні балони є основними елементами резервної системи керування транспортних літаків. Вони відносяться до розряду особливо відповідальних конструкцій. У відповідності до нормативно-технічної документації на вказані балони, їх зварні з'єднання повинні проходити 100 % рентгенконтроль. У випадку виявлення дефектів допускається вкрай обмежена кількість їх виправлень.

© М.М. САВИЦЬКИЙ, О.М. САВИЦЬКИЙ, В.М. ВАЩЕНКО, Ю.М. ШКРАБАЛЮК, І.А. КОРОВІН, 2015

Тому забезпечення необхідної якості зварних з'єднань з першого пред'явлення є надзвичайно актуальною технічною і економічною задачею.

Сферичний балон представляє собою зварну ємність, загальний вигляд якої наведено на рис. 1.

Рис. 1. Загальний вигляд сферичного балону резервної системи керування

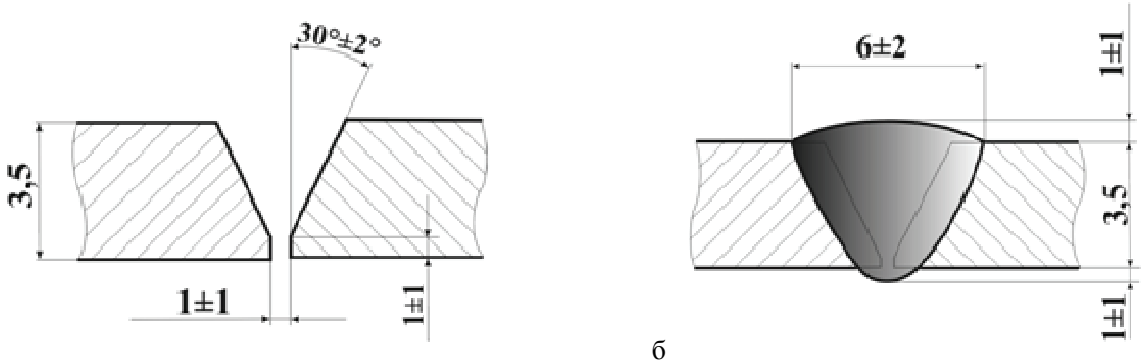


а б в

Рис. 2. Загальний вигляд складових елементів зварного сферичного балону: а - глуха півсфера; б - півсфера з отвором під горловину штуцера; в- горловина штуцера

Балон складається із двох півсфер, відштампованих із листової сталі марки 08Х18Н10 товщиною 3,5 мм. Півсфери зварюються між собою кільцевим стиковим швом по замкнутому контуру. Одна з півсфер – глуха (рис. 2, а). В іншій півсфері передбачений отвір (рис. 2, б) для горловини штуцера (рис. 2, в), яка зварюється з півсферою круговим стиковим швом по замкнутому контуру. Матеріал горловини штуцера - сталь Х18Н9Т (12Х18Н9Т).

Традиційна технологія аргоно-дугового зварювання неплавким електродом, яка застосовувалась при виробництві сферичних балонів, у відповідності до ГОСТ14771-76 передбачає виконання багатопрохідних з'єднань типу С17 (рис. 3) з попереднім двостороннім розкриттям кромок. Першим виконується кореневий прохід - без присадкового дроту, а після нього - заповнюючі проходи з присадковим дротом.



а б

Рис. 3. Зварне з'єднання С17: а - підготовка кромок; б - зварне з'єднання

Основними дефектами при даній технології зварювання є утяжини металу та рихлоти в швах. Дефекти неприпустимі і вимагають виправлення. Число виправлень – обмежене. Причиною утворення вказаних дефектів, як показали результати виконаних досліджень, є велика кількість наплавленого металу і надмірне тепловкладення у зварне з'єднання

Особливістю теплофізичних властивостей сталей аустенітного класу типу 08Х18Н10Т, Х18Н9Т (12Х18Н9Т) є їх низька теплопровідність, яка у 5-6 разів нижча, ніж у чистого заліза. Крім того, її залежність від температури нагріву має характер, протилежний теплопровідності чистого заліза (рис. 4). З підвищенням температури нагріву теплопровідність чистого заліза поступово знижується, досягаючи свого мінімуму при температурах α→γ-перетворення. Подальший нагрів супроводжується незначним підвищенням і стабілізацією теплопровідності.

На відміну від заліза, теплопровідності сталей 08Х18Н10Т, Х18Н9Т (12Х18Н9Т) в процесі нагріву поступово зростають від свого мінімального значення, досягаючи теплопровідності чистого заліза після завершення в ньому α→γ-перетворення і утворення аустенітної структури. Тобто при зварюванні

аустенітних сталей метал ЗТВ досягає максимуму теплопровідності при нагріві до температур, близьких до температури плавлення. Хоча абсолютне значення коефіцієнту теплопровідності при цьому залишається низьким і не забезпечує необхідної інтенсивності відводу тепла із зварювальної ванни. В міру охолодження аустенітного металу його теплопровідність зменшується, що призводить до зниження та інтенсивності відводу тепла із зварювальної ванни і шва в основний метал. Це, в поєднанні з надмірним тепловкладенням при зварюванні та великою кількістю наплавленого металу, є одною з причин утворення утяжин та рихлот в швах.

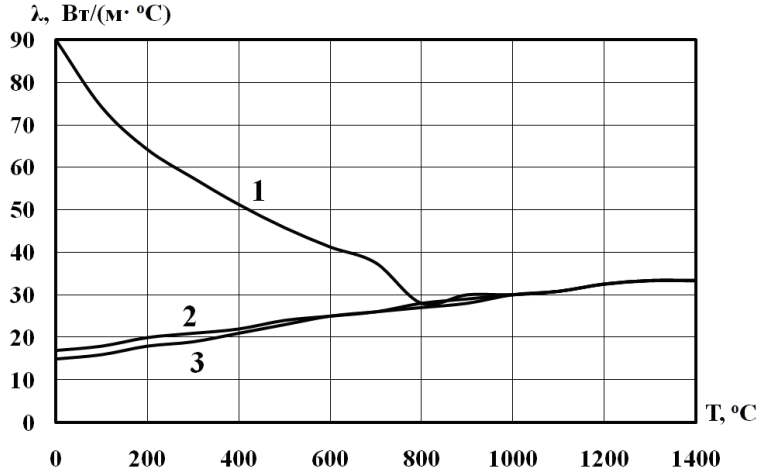


Рис. 4. Залежність коефіцієнту теплопровідності від температури нагріву: 1 – чистого заліза; 2 – сталі 08Х18Н10; 3 – сталі Х18Н9Т (12Х18Н9Т)

На стадії нагріву низька теплопровідність аустенітних сталей відіграє позитивну роль у формуванні зварного з'єднання, через те, що при зварюванні металу однакової товщини, дозволяє знизити погонну енергію, необхідну для утворення зварювальної ванни в 1,3-1,4 рази, порівняно із ферито-перлітними сталями. На стадії охолодження усе змінюється - низька теплопровідність аустенітних сталей, яка до того ж ще й зменшується в процесі охолодження, перешкоджає відводу тепла із зварювальної ванни в твердий метал і призводить до утворення дефектів в металі шва.

Статистика появи дефектів в зварних швах сферичних балонів показала, що вірогідність їх утворення зростає в міру збільшення кількості наплавленого металу та тепловкладення в зварне з'єднання при його виконанні. Особливо це стосується рихлоти та утяжини металу шва, які утворюються на останніх проходах, і виправлення яких суттєво підвищує трудомісткість виробничого циклу.

Таким чином, результати виконаних досліджень дозволили встановити, що для суттєвого зменшення вірогідності чи навіть попередження утворення дефектів у зварних швах сферичних балонів необхідно мінімізувати тепловкладення у зварне з’єднання та різко зменшити кількість наплавленого металу.

Зменшення зварювального струму при виконанні кореневого і заповнюючих проходів на ситуацію з рихлотами та утяжинами в швах не вплинула, тому що для виконання зварних швів довелось збільшити кількість проходів і сумарні тепловкладення у зварне з'єднання та кількість наплавленого металу практично не змінились. Не було також досягнуто суттєвих позитивних змін і за рахунок охолодження зварного з'єднання в паузі між проходами. Це лише підвищило трудоємність виробничого циклу та різко знизило його продуктивність.

Намагання вирішити проблему за рахунок заміни багатопрохідного зварювання однопрохідним традиційним аргоно-дуговим зварюванням (TIG) без присадкового дроту також успіху не мало через необхідність збільшувати зварювальний струм, що призвело до збільшення тепловкладення у зварне з'єднання. При цьому погіршилась якість формування зворотної сторони шва та підвищилась вірогідність утворення дефектів у швах.

У відповідності до вимог нормативно-технічної документації для зварювання сферичних балонів та їх складових повинно застосовуватись аргоно-дугове зварювання вольфрамовим електродом. Заміна даного способу зварювання іншим вимагає розробки, погодження та затвердження нового комплекту

нормативно-технічної документації на підготовку, виготовлення та приймання вказаних балонів. Якщо ж основою нової технології зварювання сферичних балонів буде процес, заявлений у існуючій нормативно-технічній документації все обмежується атестацією нової технології і проведенням відповідних змін у вказаних документах.

З урахуванням цих обставин, основою для технології автоматичного зварювання сферичних балонів повинно бути аргоно-дугове зварювання вольфрамовим електродом.

Єдиним зварювальним процесом який відповідає усім вимогам є аргоно-дугове зварювання неплавким електродом з активуючим флюсом (ATIG) [1-3]. Основою даного зварювального процесу є аргоно-дугове зварювання неплавким електродом. Крім цього, застосування спеціального активуючого флюсу в 2-3 рази підвищує проплавляючу здатність дуги і відповідно глибину проплавлення (рис. 5), яка також збільшується в 2-3 рази порівняно з традиційним TIG-зварюванням без збільшення зварювального струму [4-8]. Ці особливості забезпечують можливість виконання однопрохідних зварних з□єднань товщиною до 10-12 мм без розкриття кромок та без присадкового дроту. При однопрохідному зварюванні металу однакової товщини, порівняно з традиційним TIG-зварюванням, ATIG забезпечує зменшення погонної енергії в 2-3 рази, і відповідне зменшення тепловкладення в зварне з'єднання при його виконанні [8].

Результати виконаних досліджень показали, що ATIG-спосіб забезпечує зварювання сталей типу 08Х18Н10Т, Х18Н9Т (12Х18Н9Т) товщиною 3,5 мм за один прохід з повним проплавленням без попереднього розкриття кромок і без присадкового дроту. При цьому, погонна енергія, необхідна для виконання однопрохідного зварного шва зменшується майже в 3 рази, порівняно з традиційним TIG-зварюванням та забезпечується надійне і якісне формування зварного шва «навису» без застосування формуючих пристроїв.

Застосування активуючого флюсу при зварюванні сферичних балонів дозволило звести тепловкладення у зварні з'єднання до мінімуму, при якому вірогідність утворення утяжин і рихлот в металі виключається, а також запобігти необхідності застосування присадкового дроту для заповнення розкриття кромок, як це має місце при традиційному TIG-зварюванні. Все це в комплексі забезпечило надійне і гарантоване формування зварних швів без рихлот та утяжин.

З метою визначення придатності технології ATIG-зварювання для виготовлення сферичних балонів, та оцінки її переваг перед існуючою технологією багатопрохідного зварювання була зварена пробна партія сферичних балонів. Якість пробних балонів досліджувалась за власними методиками на підприємстві, яке випускає вказану продукцію. Результати цих досліджень засвідчили, що ATIG-зварювання забезпечує підвищення якості зварних з'єднань і практично виключає утворення утяжин та рихлот в металі зварних швів.

За механічними властивостями (табл. 1) зварні з'єднання повністю відповідають вимогам до зварних сферичних балонів.

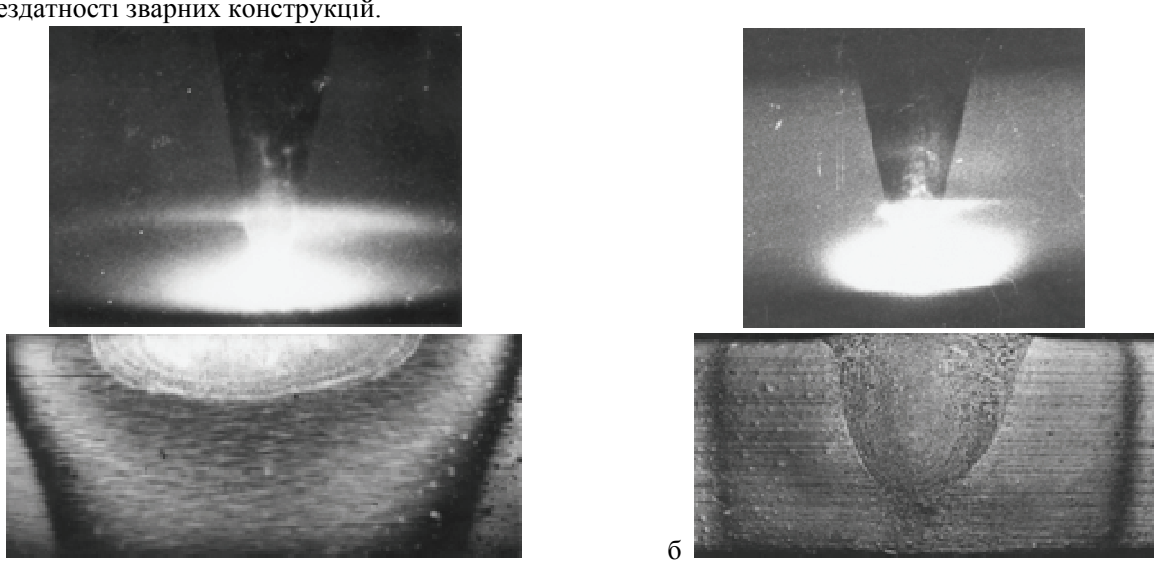
Таблиця 1. Механічні властивості металу зварних з'єднань сферичного балону, виконаних ATIG-способом

Зварне з'єднання		$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	δ, %	ψ, %	Кут згину, град.
08Х18Н10 + 08Х18Н10	вимоги нормативно-технічної документації	538,8	-	-	-	120 без тріщин
	результати випробувань	559,2	310	47,3	64	120 без тріщин
08Х18Н10+ Х18Н9Т(12Х18Н9Т)	вимоги нормативно-технічної документації	538,8	-	-	-	120 без тріщин
	результати випробувань	560	343	49,3	69	120 без тріщин

Високі показники механічних властивостей зварних з'єднань сферичних балонів, виконаних ATIG-способом, можна пояснити його позитивним впливом на структуру металу з'єднань. ATIG-зварювання забезпечує дрібнокристалічну структуру металу (рис. 6) з розмитими границями та яскраво вираженими шарами кристалізації. Це свідчить про те, що при зварюванні з активуючим флюсом кристалізація зварювальної ванни прискорюється, що, як відомо є позитивним фактором.

Практичний досвід свідчить, що інтенсивний вплив на якість зварних з□єднань справляє людський фактор в результаті недостатнього рівня автоматизації зварювальних процесів. Наприклад автоматизація зварювання трубопроводів в ядерній енергетиці знижує рівень дефектності зварних швів з 15-20 % до 2-

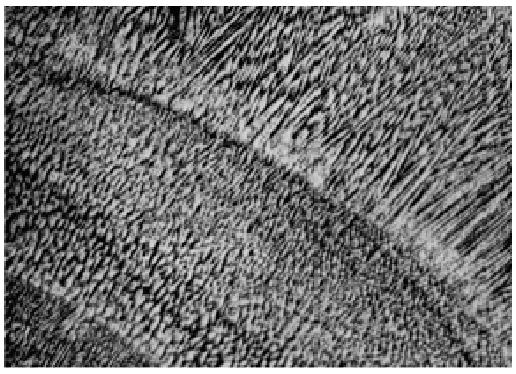
3 %. Аналогічна тенденція справедлива і для інших галузей зварювального виробництва. В одних випадках більше, в інших менше, але автоматизація виробничих процесів різко знижує рівень дефектності зварних з□єднань завдяки зменшенню, а іноді і повному запобіганню впливу людського фактора на якість їх формування. А підвищення якості виконання зварних з'єднань стимулює підвищення рівня надійності і працездатності зварних конструкцій.



а б

Рис. 5. Розміри і форма стовпа дуги зони проплавлення при [7]: а) TIG-зварюванні; б) ATIG-зварюванні

Рис. 6. Мікроструктура зварного шва сталі 08Х18Н10, виконаного ATIG-способом



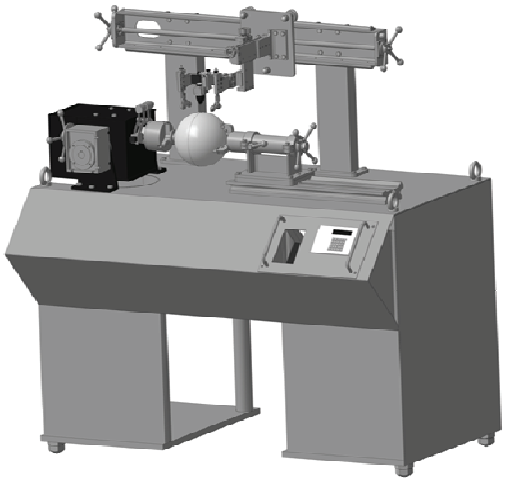


Рис. 7. Тримірна модель спеціалізованої установки для автоматичного ATIG-зварювання сферичних балонів

Як показали результати проведених досліджень, застосування ATIG-способу для зварювання сферичних балонів значно спрощує можливість автоматизації цього процесу завдяки зменшенню кількості операцій, які необхідно виконати для їх виготовлення. Однак специфіка реалізації однопрохідного ATIG-

зварювання та теплофізичні характеристики аустенітних сталей типу 08Х18Н10Т, Х18Н9Т (12Х18Н9Т) різко підвищують вимоги до точності підтримання параметрів режиму зварювання особливо на початковій і завершальній стадіях. Недотримання цих вимог призводить до утворення непроварів, кратерів, пор, надмірного провисання зворотної сторони шва. Випробування показали, що зварювальне обладнання, наявне на підприємстві, вказаним вимогам не відповідає. Тому для реалізації однопрохідного ATIG-зварювання сферичних балонів та їх компонентів була розроблена спеціалізована установка з програмним керуванням, тримірна модель якої наведена на рис. 7.

Виготовлення сферичного балону передбачає виконання двох зварних швів: кругового - між горловиною штуцера і півсферою; кільцевого - між двома півсферами.

З урахуванням цього, процес виготовлення балону розбито на два послідовні етапи. На першому етапі зварюються півсфери з горловинами для всієї партії балонів. На другому етапі передбачено зварювання півсфер між собою. Кожний етап виконується в автоматичному режимі за своєю програмою, яка вводиться в блок керування установкою. Такий підхід дозволяє автоматизувати виконання зварювальних операцій з мінімальними затратами та оптимальним складом зварювальної установки.

Для реалізації даної технологічної схеми в конструкції зварювальної установки передбачена можливість позиціонування передньої приводної бабки, яка здійснює обертання виробу із зварювальною швидкістю, таким чином, щоб забезпечити виконання кругових і кільцевих швів у нижньому положенні.

Висновки

1. Основним типом дефектів при зварюванні сферичних балонів резервної системи керування транспортної авіації багатопрохідним традиційним TIG-зварюванням є утяжини та рихлоти в металі зварного шва, вірогідність виникнення яких зростає в міру збільшення кількості наплавленого металу та тепловкладення у зварне з'єднання в процесі його виконання.

2. Утворенню утяжин і рихлот також сприяє надто низька теплопровідність сталей 08Х18Н10 та Х18Н9Т(12Х18Н9Т), яка до того знижується в міру охолодження зварного з'єднання, що погіршує тепловідвід із зварювальної ванни.

3. Для підвищення якості званих з'єднань сферичних балонів технологію багатопрохідного традиційного TIG-зварювання з попереднім розкриттям кромок та присадковим дротом замінено технологією однопрохідного ATIG-зварювання, яка забезпечує виконання зварних з'єднання товщиною 3,5 мм без розкриття кромок і присадкового дроту однопрохідними зварними швами з мінімальним тепловкладенням у зварне з'єднання.

4. Дослідження якості дослідної партії балонів та їх зварних з'єднань, виконане за методиками підприємства виробника засвідчило повну відповідність ATIG-зварювання поставленим задачам.

5. Розроблено конструкцію і проектну документацію на спеціалізовану установку для автоматичного ATIG-зварювання зварювання сферичних балонів.

1. *Савицкий М.М*. Механизм влияния электроотрицательных элементов на проплавляющую способность дуги с вольфрамовым катодом/ М.М. Савицкий, Г.И. Лесков// Автоматическая сварка. - 1980. - 9. - С. 17-22.
2. *Паршин С.Г*. Применение активирующих материалов при аргонодуговой сварке/ Паршин С.Г.// Сварочное производство. – 2003. - 6. - С. 40 – 43.
3. *Савицкий А.М*. Улучшение технологических и экологических характеристики сварке углеродистых сталей в инертных газах за счет активации дуги/А.М. Савицкий, М.М. Савицкий, Ю.Н. Шкрабалюк// Проблемы машиностроения. 2011. 5. с.58 64.
4. *Техника* и режимы аргоно-дуговой сварки сталей с активирующими флюсами/[Д. Байич, Г.М. Мельничук, А.Ф. Лупан, М.М. Савицкий]// Автоматическая сварка. – 2002. - 10. - С. 34-37.
5. *Niagaj J*. The influence of activation on technological and ecological properties of welding arc under argon shield during welding of low- and high alloy steels./[J. Niagaj, M.M. Savytckyj, O.M. Savytckyj]// Biuletun instytutu spawalnictwa w gliwicach., 1, 2008, p.46-50.
6. *Orbital* welding technology of pipeline application of activation flux// [Savitskij A.M., Bajic D., Savitskij M.M. and oth.]// Zavarivaje i zavarene konstrukcije. 2010. 3. с. 83 90.
7. *Вплив* активуючого флюсу на технологічні показники орбітального аргонодугового зварювання/[Савицький М.М., Савицький О.М., Ващенко В.М. та інші]//Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин. Збірник наукових статей. ІЕЗ ім. Є.О. Патона. – Київ – 2012. – с. 454-458.
8. The influence of the activation of electric arc on the heating speed and the structure of metal in welds/ [Oleksandr M. Savytsky, Mychailo M. Savytsky , Darko R. Bajic and others] // THERMALSCIENCE.VINCA.RS. - PDFS. - PAPERS - 2014.

ПРОЕКТ 7.16

Методика визначення залишкового ресурсу залізобетонних мостових балок та розроблення технічних засобів моніторингу деформацій

УДК 539.3:620

МЕТОДИКА ВИЗНАЧЕННЯ ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ ЗАЛІЗОБЕТОННИХ МОСТОВИХ БАЛОК ТА РОЗРОБЛЕННЯ ТЕХНІЧНИХ ЗАСОБІВ МОНІТОРИНГУ ДЕФОРМАЦІЙ

Я.Л. ІВАНИЦЬКИЙ, д-р техн. наук**, О.П. МАКСИМЕНКО**, канд. техн. наук,
Ю.В. МОЛЬКОВ, канд. техн. наук, **П.С. КУНЬ**, канд. техн. наук, **О.Я. ЧЕПІЛЬ**, інж.
(Фізико-механічний ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України)

Сформульовано методику визначення залишкового ресурсу роботи залізобетонної балки з використанням енергетичного підходу. Розроблено оптико-цифрові засоби для реєстрації переміщень бокової поверхні балки в процесі статичних та циклічних навантажень. Розроблено алгоритм реєстрації та обробки зображень для визначення величини локальних деформацій та прогину балок. Проведено лабораторні і натурні випробування засобів вимірювання під час досліджень моделі та випробовувань моста. Показано, що результати визначення деформацій та прогинів оптико-цифровими засобами добре корелюють із даними розрахункових величин, отриманих згідно діючих нормативних документів.

***Ключові слова**: залізобетонна балка, напружено-деформований стан, енергія пружно-пластичного деформування, цифрова кореляція зображень, розподіли переміщень і деформацій*

Вступ. Мости є найбільш вразливими ділянками транспортних магістралей, тому потребують підвищеної уваги. В процесі їх експлуатації відбувається поступове руйнування елементів конструкції та втрата несучої здатності в результаті нагромадження незворотних пошкоджень. В першу чергу це відбувається у місцях з'єднань під впливом періодичних циклічних навантажень, фізико-хімічних процесів корозії бетонів, чинників зовнішнього середовища (температура, вологість) та технологічних дефектів. Періодичні та позапланові огляди мосту трудомісткі і носять суб'єктивний характер, а випробовування мостів вимагає залучення великої кількості вантажного транспорту, встановлення систем вимірювання і тимчасового зупинення руху транспорту.

Розроблення і застосування сучасних мобільних пристроїв для моніторингу технічного стану мостів, які дають можливість проводити вимірювання під час експлуатації споруди та впровадження нових методик оцінки залишкового ресурсу на основі проведених вимірювань є актуальною науково-технічною задачею, вирішення якої забезпечить обґрунтованість встановлення міжремонтних періодів та підвищить безпечну експлуатацію транспортних споруд.

Встановлення міри енергетичної пошкодженості залізобетону. Оцінка залишкового ресурсу конструкції в цілому полягає у знаходженні елементу або вузла де можуть нагромаджуватись пошкодження, які призводять до появи тріщин та втрати стійкості. Тому важливим є своєчасне встановлення таких місць та моніторинг напружено-деформованого стану у процесі експлуатації. В цьому плані важливим є моделювання процесу нагромадження пошкоджень для оцінювання поточного стану та прогнозування залишкового ресурсу із врахуванням умов навантаження.

Для опису процесу нагромадження пошкоджень у бетоні та досягнення гранично-рівноважного стану вводиться гіпотеза руйнування, яка базується на енергетичному підході, який передбачає встановлення міри енергетичної пошкодженості в панельному об'ємі бетону.

За міру енергетичної пошкодженості бетону прийнято величину

$$\omega(x,y,t) = W(x,y) / W_c \qquad (1)$$

де W_c - питома енергія руйнування залізобетонної балки; $W(x,y)$ - енергія пружно-пластичного деформування.

© Я.Л. ІВАНИЦЬКИЙ, О.П. МАКСИМЕНКО, Ю.В. МОЛЬКОВ, П.С. КУНЬ, О.Я. ЧЕПІЛЬ, 2015

Енергію руйнування залізобетонної балки визначають за статичного навантаження згином. При цьому будують діаграму руйнування в координатах «істинні напруження – істинна деформація». Площа під діаграмою руйнування і буде питомою енергією руйнування.

Енергія пружно-пластичного деформування залізобетону визначається як сума пружної і пластичної складових нижньої розтягнутої частини бетону і арматури за мінусом енергії стиску верхнього поясу балки

$$W\left(P,x,y\right)=W_{БР}^{e}+W_{БР}^{P}+W_{A}^{e}+W_{A}^{P}-W_{Бс}^{e}-W_{Бс}^{P}.$$

Враховуючи зв'язок між деформацією за статичного та циклічного навантажень отримаємо залежності для пружної і пластичної складових

$$\varepsilon_{e}=\frac{\sigma_{u}}{E}=\frac{\sigma'_{f}}{E}\left(2N_{f}\right)^{b} \tag{2}$$

де σ'_{f} - істинні напруження руйнування бетону або арматури; E – модуль Юнга; N_f – кількість циклів до руйнування; b – коефіцієнт регресії при пружному деформуванні.

$$\varepsilon_{p}=\varepsilon'_{f}\left(2N_{f}\right)^{2} \tag{3}$$

ε'_{f} - істинна деформація бетону або арматури.

Величина енергії пружної деформації для бетону розтягнутої зони визначається за формулою $W_{БР}^{e}$

$$W_{БР}^{e}=\frac{\left(\sigma'_{f}\right)^{2}}{E}\cdot\left(2N_{f}\right)^{-b} \tag{4}$$

Величина пластичної складової

$$W_{БР}^{e}=\sigma'_{f}\cdot\varepsilon'_{f}\left(2N\right)^{-b-c}$$

де b,c – коефіцієнти регресії бетону для залежності $\sigma \sim N$ пружної і пластичної областей відповідно.

Величину енергії руйнування бетону у розтягнутій зоні визначали шляхом випробування балкових зразків 100x100x400 мм на триточковий згин.

Величину деформації бетону у розтягнутій зоні визначають шляхом вимірювання переміщень на боковій поверхні зразка методом цифрової кореляції зображень (ЦКЗ).

Величину деформацій у стиснутій зоні бетону визначали таким же методом.

Величину напружень визначали за формулою

$$\sigma_{в,tm}=\frac{M_{\max}}{W}. \tag{5}$$

В результаті цих випробувань будували істинні діаграми руйнування бетону. Площа під діаграмою істинні напруження $\sigma_{в,tm}$ істинна деформація $\varepsilon_{в,t}$ рівна питомій енергії руйнування бетону (рис. 1).

Енергію руйнування арматури визначали при випробуванні розтягом арматурних зразків. В результаті випробувань арматури будували діаграму «істинні напруження σ_i ~ істинна деформація ε_i» (рис. 2). Величину істинної деформації визначали шляхом вимірювання переміщень методом ЦКЗ та наступним обчисленням за формулами:

$$\varepsilon_i = \ln(1/(1-\psi_i)) \tag{6}$$

де ψ_i – відносне звуження зразка.

Величину істинних напружень визначали з врахуванням звуження поперечного перерізу арматури в момент утворення шийки за формулою

$$\sigma_i = \frac{P}{F_o - F_б}, \tag{7}$$

де P – зусилля навантаження; F_o - початкова площа поперечного перерізу арматури; $F_б$ - біжуча площа перерізу арматури.

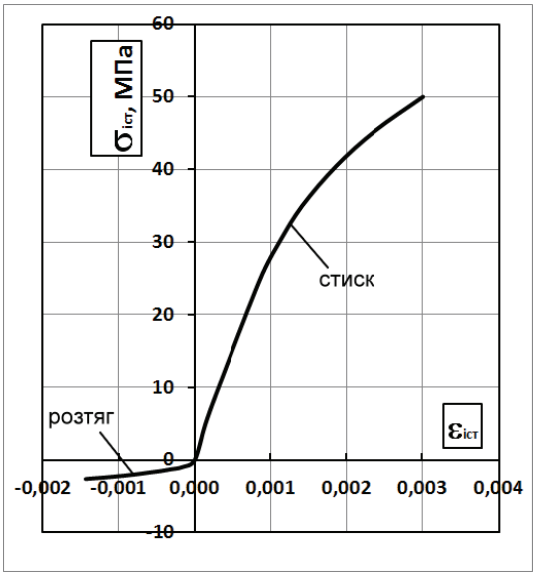


Рис. 1. Істинна діаграма руйнування бетону

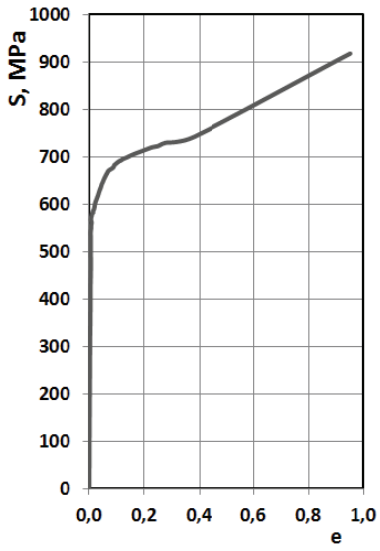


Рис. 2. Істинна діаграма руйнування арматурного стержня

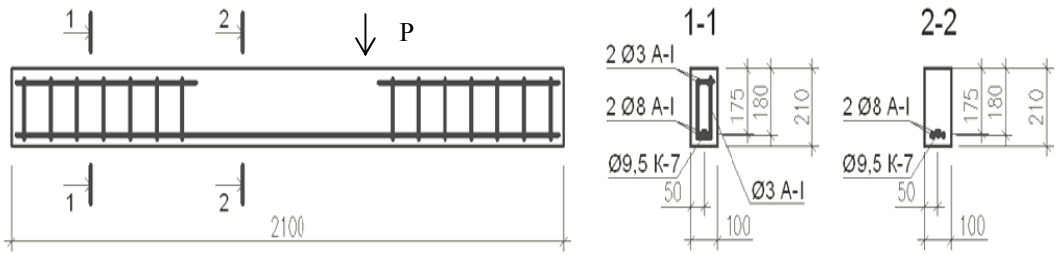


Рис. 3. Конструкція дослідних зразків

Зміну діаметра арматурного стержня в процесі навантаження вимірювали методом ЦКЗ.

Загальна формула, яка описує зміну енергетичної пошкодженості від кількості циклів для балки навантаженої зусиллями P_{min} і P_{max} (рис. 3) має вигляд (8)

$$\sigma_{max}\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\left(\sigma''_f\right)^2}{E}\left(2N_f\right)^{-2b} + \sigma'_f\cdot\varepsilon'_f\left(2N_f\right)^{-b-c} + \frac{\left(\sigma''_f\right)^2}{E_A} + \sigma''_f\cdot\varepsilon''_f\left(2N_f\right)^{-d-k} - \frac{\left(\sigma'''_f\right)^2}{E}\left(2N_f\right)^{-2b} - \sigma'_f\cdot\varepsilon'_f\left(2N_f\right)^{-b-c} \tag{8}$$

де σ'_f, σ'''_f – істинні напруження руйнування бетону за розтягу та стиску, які визначають із діаграми; σ''_f – істинне напруження руйнування арматури за статичного розтягу; $E_б$ – модуль пружності бетону; E_A – модуль пружності арматури; ε^p – пластична складова деформації при циклічному навантаженні; ε''_f – істинна критична деформація за статичного руйнування арматури; *в* – коефіцієнт регресії бетону за пружного циклічного навантаження; *с*– коефіцієнт регресії бетону циклічного навантаження бетону у

пружно-пластичній області; d – коефіцієнт за циклічного навантаження у пружній області; k – коефіцієнт регресії стальної арматури; N – кількість циклів навантаження.

Таким чином, провівши експериментальні дослідження за статичного навантаження визначають механічні характеристики бетону та арматури та підставивши їх у формулу можна розв'язати трансцендентне рівняння відносно N і визначити кількість циклів до руйнування. При проведенні досліджень в лабораторних умовах необхідно визначити розмах деформацій та напружень за заданого навантаження. У пропонованій методиці ці величини визначають методом цифрової кореляції зображень. Для цього розроблено обладнання для ЦКЗ та створено алгоритми обробки зображень.

Встановлення локальних деформацій конструктивних елементів мостів. Враховуючи великі розміри мостів, доцільно спочатку розрахунковим шляхом, з застосуванням методу кінцевих елементів, або експериментально встановити найбільш навантажені місця конструкції. Після чого визначити локальні деформації на вибраних ділянках.

Для визначення деформацій мостових балок до цього часу використовують тензометричні і механічні індикатори. Вимірювання переміщень такими приладами є достатньо трудомістким. Для забезпечення оперативного заміру деформацій у часі та підвищення точності при визначені залишкового ресурсу конструкцій використовують сучасні безконтактні оптичні методи.

Найбільш простим у реалізації оптико-цифровим методом встановлення деформацій поверхні є цифрова кореляція зображень (ЦКЗ). Цей метод використовують в лабораторіях під час досліджень призматичних зразків бетону [1], вимірювання прогину балкових зразків [2,9] та циклічних і динамічних випробовувань мостів [5]. Основною перевагою цього методу є безконтактність, мобільність та можливість встановити розподіл деформацій на усій поверхні балки [3].

Основні положення методу цифрової кореляції зображень. Для встановлення розподілу деформацій бокової поверхні балки методом ЦКЗ, необхідно зареєструвати послідовно декілька цифрових зображення поверхні – перше без навантаження і наступне після прикладання навантаження. Після цього зареєстровані зображення, за допомогою ПК і спеціалізованої програми, автоматично розбиваються на однакову кількість фрагментів, які відтворюють в певному масштабі відповідні елементарні площадки поверхні балки. Відносні переміщення фрагментів першого і наступного зображення визначаються за алгоритмом ЦКЗ, реалізованим у спеціалізованій програмі [7]. Для реалізації вимірювань методом ЦКЗ розроблено оптико-цифровий корелятор (ОЦК), який являє собою цифрову фотокамеру з механізмом позиціонування і світлодіодним освітлювачем досліджуваної ділянки. До складу ОЦК входить також персональний комп'ютер із спеціалізованою програмою.

Послідовність роботи оптико-цифрового корелятора (ОЦК):

1. Калібрування оптичної системи для виправлення геометричних спотворень об'єктива. Для цього використовують тестове зображення і спеціальну процедуру обробки після якої отримують коефіцієнти для корегування геометричних спотворень [7].

2. Виділення ділянки на зображеннях в межах якої необхідно встановити поле деформацій. Після чого програма автоматично ділить її на фрагменти і розраховує їх відносні переміщення та локальні деформації поверхні балки за різного навантаження.

3. Фіксація результатів вимірювань полів переміщень і деформацій. Локальні деформації поверхні балки визначались за допомогою співвідношень (9).

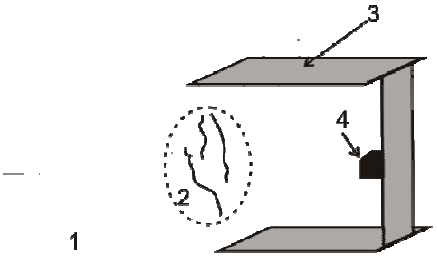
$$\varepsilon_{xx} = \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{1}{2}\left[\left(\frac{\partial u}{\partial x}\right)^2 + \left(\frac{\partial v}{\partial x}\right)^2\right]\bar{Y},\ \varepsilon_{yy} = \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{1}{2}\left[\left(\frac{\partial u}{\partial y}\right)^2 + \left(\frac{\partial v}{\partial y}\right)^2\right] \qquad (9)$$

Вимірювання локальних деформацій елементів моста за допомогою стаціонарного ОЦК. Для отримання кількісних показників енергетичної пошкодженості необхідно проводити постійний моніторинг стану конструкції в небезпечних місцях. Для цього в місцях виявлення небезпечних тріщин пропонується встановлювати ОЦК для реєстрації змін які відбуваються під час експлуатації [8].

Стаціонарний ОЦК який жорстко кріпиться до елемента конструкції на невеликій відстані від досліджуваної ділянки схематично показано на рис. 4, а. Де позначено 1 – частину конструкційного елемента моста, 2 - область спостереження за тріщиноподібними дефектами, 3 - кріплення відеокамери до

конструкційного елемента, 4 – відеокамера. Фото діючого ОЦК встановленого на мостовій балці наведено на рис. 4, б.

Величина виносу камери ОЦК від точки кріплення відповідає базі вимірювання відносної деформації мостової балки і складає 380мм.



а

б

Рис. 4. Розміщення стаціонарного ОЦК на конструктивному елементі моста

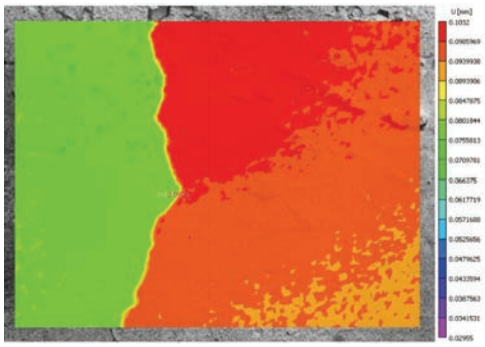


Рис. 5. Розподіл переміщень за максимального навантаження

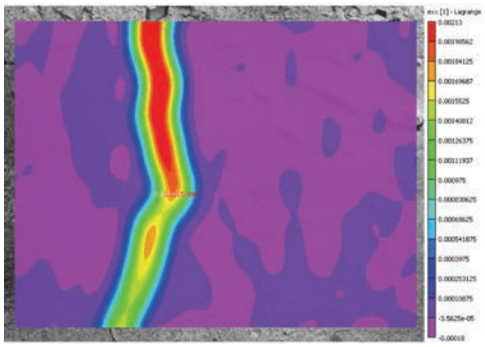


Рис. 6. Розподіл локальної деформації за максимального навантаження

Такий пристрій дозволяє з високою точністю (в даному випадку ±0,3мкм) виміряти переміщення поверхні, що потрапляє в поле зору камери, і обчислити відносну деформацію – відношення величини переміщення ділянки спостереження на поверхні балки до величини бази.

Розроблений пристрій апробовано в ході випробувань реконструйованого моста на кільцевій дорозі (м. Львів). За допомогою розробленого ОЦК одержано розподіл переміщень і локальної деформації на всій ділянці вимірювання в полі зору камери (рис. 5, 6). В межах ділянки вимірювання виявлено тріщини, розкриття яких за максимального навантаження складали в середньому 0,01мм. Результати вимірювання відносної деформації для другої від краю балки середнього прогону моста наведено в табл.1. Міст навантажували шляхом встановлення на відповідній ділянці прогону автомобілів, навантажених піском. Вимірювання 1 відповідає встановленню навантаження безпосередньо над балкою, а вимірювання 2 проведено при встановленні автомобілів на протилежному боці прогону моста.

Таблиця 1. Результати вимірювання переміщень і деформацій

Навантаження (кількість автомобілів)	Вимірювання 1		Вимірювання 2	
	Переміщення, мм	Деформація, %	Переміщення, мм	Деформація, %
0	0,0000	0,0000	0,0000	0,0000
1	0,0053	0,0014	-0,0046	-0,0012
2	0,0615	0,0162	-0,0082	-0,0021
4	0,0985	0,0259	-0,0071	-0,0019
2	0,0798	0,0210	-0,0095	-0,0025
1	0,0767	0,0202	-0,0079	-0,0021
0	0,0355	0,0093	-0,0062	-0,0016

Експериментальне визначення енергії пошкоджуваності залізобетонної балки за циклічного навантаження. Дослідження здійснювали за циклічного навантаження залізобетонної балки рис. 3 наступним чином. Балку навантажували ступенями статичним зусиллям і реєстрували ОЦК поле переміщень на боковій поверхні. Після цього здійснювали обробку зображень і визначали розподіл деформацій по висоті балки. Розподіл деформацій отриманий методом ОЦК порівнювали із результатами розрахунку МКЕ. При розрахунку тіло балки і арматури розбивали на 70000 паралелепіпедних восьми вузлових елементів (рис. 7). Розрахунок здійснено для трьох ступенів навантаження: P_1=4000Н; P_2=8000Н; P_3=12000Н; P_4=24000Н; P_5=50000Н. Результати обчислень подано на рис. 8.

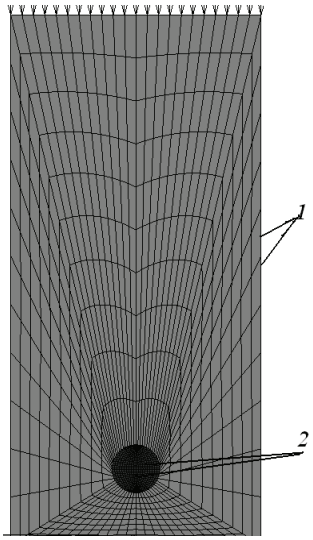


Рис. 7. Поперечний переріз бетонної балки (1) із вмонтованою арматурою (2)

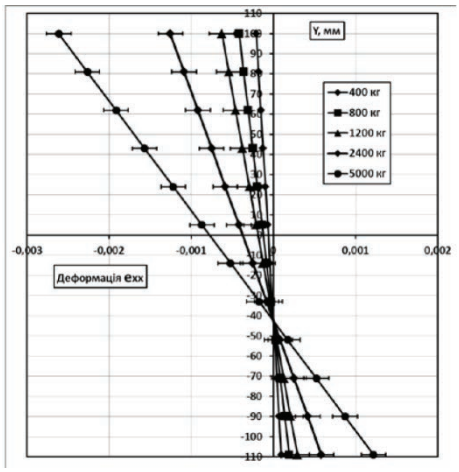


Рис. 8. Розподіл деформацій по висоті балки (крапки – ОЦК, лінія – МКЕ)

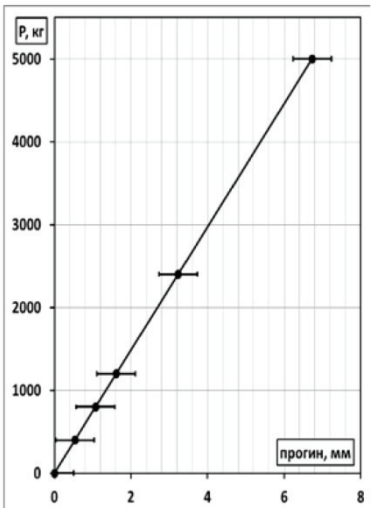


Рис. 9. Прогин центральної частини балки в залежності від навантаження (пряма – розрахунок методом МКЕ, точки – вимірювання методом ЦКЗ)

Аналогічно здійснено порівняння результатів величин прогину балки в центральній її частині рис. 9.

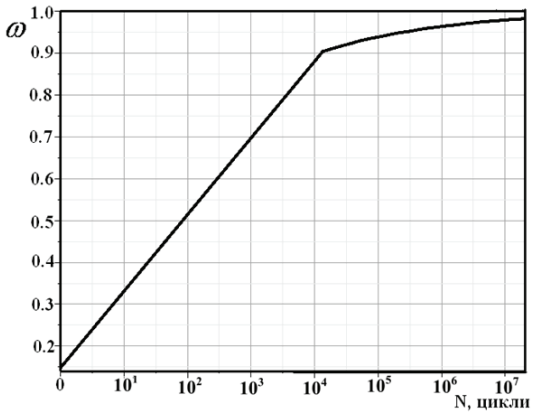


Рис. 10. Нагромадження пошкодженості в бетонній балці

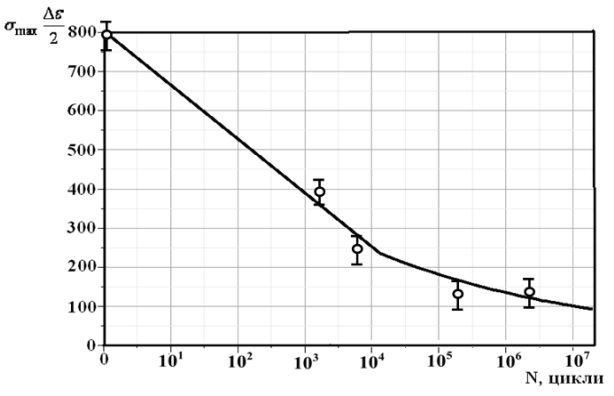


Рис. 11. Залежність енергії руйнування від кількості циклів навантаження

Проведено зіставлення результатів отриманих методом скінченних елементів та зареєстрованих з допомогою ОЦК показує добру збіжність результатів. Це дає підстави стверджувати, що визначивши правильно величину істинних деформацій при згині балки у найбільш навантаженому місці, та знаючи величину істинних напружень відповідно в розтягнутій і стиснутій зонах бетону, а також в арматурі можна встановити енергію руйнування залізобетонної балки. Величину істинних напружень бетону стиснутої і розтягнутої зон, а також арматури визначають на основі відповідних істинних діаграм руйнування для кожного окремого випадку. Такі дослідження проведено і встановлено, що енергія руйнування залізобетонної балки W_c=800МПа.

Дослідження втомної міцності балки здійснювали при циклічному асиметричному навантаженні.

В процесі циклічного навантаження ОЦК реєстрували поле переміщень при максимальному P_{max} і мінімальному P_{min} зусиллі циклу. Визначали розмах деформацій $\Delta\varepsilon$ циклу навантаження та величину максимального напруження із істинних діаграм руйнування.

Для залізобетонної балки поперечного перерізу 100x210x21000 побудовано графічну залежність зміни енергетичної пошкодженості від кількості циклів навантаження наведено на рис. 10. Механічні характеристики бетону та арматури подано у табл. 2.

Таблиця 2. Механічні характеристики бетону та арматури

Напруження, МПа			**Деформації $\varepsilon x10^{-5}$**			**Постійні матеріалу**			
σ'_f	σ''_f	σ'''_f	ε'_f	ε''_f	ε'''_f	b	c	d	k
2,63	950	33	1,55	0,95	2,5	0,02	0,2	0,07	0,5

Результати експериментальних досліджень у вигляді залежності величини енергії деформування за один цикл від кількості циклів до руйнування подано на рис. 11. Лінією показано залежність отриману за розрахунковою формулою (8), а точками результати експериментальних даних за циклічного деформування залізобетонної балки.

Висновки

Розроблено методику визначення залишкового ресурсу роботи залізобетонної балки з використанням енергетичного підходу.

Розроблено обладнання та програмне забезпечення для встановлення локальних деформацій залізобетонних балок у відповідальних місцях. Проведена експериментальна апробація розробленої апаратури на модельній та реальній конструкції моста та під час випробовування балок. Розроблений пристрій і програмне забезпечення знайде застосування у системах моніторингу залізобетонних конструкцій у реальному часі.

Проведені експериментальні дослідження, які передбачають точне вимірювання величини переміщень з роздільною здатністю 0,0001 мм при циклічному навантаженні та розрахунок розмаху деформацій і визначення енергії пружно-пластичного деформування, що дає змогу прогнозувати кількість циклів до руйнування.

1. *Choi S. Shah S.P.* Measurement of Deformationson Concrete Subjectedto Compression Using Image Correlation// Experimental Mechanics. – 1997. – Vol. 37, No. 3 . – P.307–313.
2. *Коваль П.М., Іваницький Я.Л., Мольков Ю.В., Ковалчик Я.І.* Дослідження напружено-деформованого стану залізобетонних попередньо напружених балок методом цифрової кореляції зображень. Збірник наукових праць Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту і.м. В. Лазаряна. – Вип.3. – 2012. – с.75–79.
3. *Іваницький Я.Л, Максименко О.П., Запоточний Р.М., Мольков Ю.В.* Оптико-цифровий метод визначення полів деформацій на локальних ділянках залізобетонних мостів //Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2015. - 2. – С.104-108.
4. *Jauregui D.V., White K.R., Woodward C.B. and Leitch K.R.* Noncontact Photogrammetric Measurement of Vertical Bridge Deflection//Journal of bridge engineering. – 2003. – P.212 – 221.
5. *Olaszek P.* Investigation of the dynamic charac teristic of bridge structures using a computer vision method// Measurement. 1999. – No. 25. – P.227–236.
6. *Forno C., Brown S., Hunt R. A., Kearney A. M. and Oldfield S.* The measurement of deformation of a bridge by moire photography and photogrammetry// Strain. – 1991. – P.83–87.
7. *Максименко О., Франкевич Л., Сахарук О.* Алгоритм обробки цифрових зображень для визначення деформаційних характеристик матеріалів// Електроніка та інформаційні технології. – 2013. – Вип. 3. – С. 156 – 168.
8. *Максименко О.П., Голинський І.С., Куць О.Г., Нечипорук С.А.* Моніторинг деформаційних процесів об'єктів тривалої експлуатації методом цифрової кореляції спекл-зображень/ Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів, Вип. 14: Неруйнівний контроль матеріалів і кострукцій: Зб. наук. праць. – Львів, 2009. – С.163-170.
9. *Maksymenko O., Sakharuk O., Ilchyshyn B.*, Polovynko T. Digital image correlation technique for thin beam specimen deformation and material moduli of elasticity measurements/»Fracture Mechanics of Materials and Structural Integrity» : Proceedings of 5th International Conference (June 24-27, 2014, Lviv, Ukraine) /Editor V.V. Panasyuk.-Lviv: Karpenko Physico-Mechanical Institute, 2014.-880p. P. 367-372.

ПРОЕКТ 7.18

Розробка ефективних методів подовження ресурсу мостів і будівельних конструкцій шляхом хімічної та радіаційно-хімічної модифікації бетонів

УДК 691:620.197.119

ВПЛИВ РАДІАЦІЙНО-ХІМІЧНОЇ МОДИФІКАЦІЇ БЕТОНІВ НА ЇХ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

О.М. ФАЙНЛЕЙБ[1], В.І. САХНО[2], Л.О. ШЕЙНІЧ[3], Д.Ю. КОЛЕСНИК[4]

([1]Інститут хімії високомолекулярних сполук НАН України, Київ,
[2]Інститут ядерних досліджень НАН України, Київ,
[3]Державний науково-дослідний інститут будівельних конструкцій, Київ,
[4]Київський національний університет будівництва і архітектури, Київ)

Розроблені методи модифікації бетонів органосилоксанами, які здатні до тверднення в процесі радіаційної обробки. Отримано зразки модифікованого цементного каміння та бетону і визначено їх фізико-механічні властивості: міцність на стискання, водонепроникність, морозостійкість, а також вплив просочення на гідрофобність поверхні цементного каміння. Просочення бетонів органосилоксанами та їх сумішами з подальшою їх обробкою прискореними електронами дозволило підвищити міцність стандартних бетонних зразків в залежності від типу мономерів і складу композиції майже в 1,5 рази, їх марку по водонепроникності в 3-4 рази, морозостійкість більш ніж в 2 рази. З використанням методів ІЧ-спектроскопії, скануючої електронної мікроскопії та зондового хімічного аналізу зафіксовано хімічне прищеплення силоксанового мономеру Д4 до поверхні цементного каменя.

Ключові слова: *модифікація бетонів, щрганосилоксани, радіаційне опромінення, фізико-механічні властивості*

Введення. Експлуатація об’єктів енергетичного комплексу, транспортних і промислових споруд пред’являє до бетону і залізобетону підвищені вимоги за надійністю і довговічністю. Ремонт залізобетонних конструкцій, пошкоджених корозією, вимагає значних матеріальних ресурсів. Суть проблеми полягає у тому, що внаслідок впливу на бетон атмосферних умов (води, вуглекислого газу, кислотних газів, хлоридів, сульфатів металів та ін.) зменшується його міцність, змінюється структура та порушується цілісність. Нерідко інтенсивність атмосферного впливу на бетон і залізобетон така, що споруджені об’єкти потребують капітального ремонту вже через 2-4 роки від початку експлуатації. У переважній більшості випадків головною причиною втрати експлуатаційних характеристик залізобетонних будівельних конструкцій є атмосферна корозія захисного шару бетону з наступною корозією металевої арматури. Проникаючи в об’єм елементів конструкцій, агресивні реагенти викликають деструкцію бетону [1], а при досягненні їх критичної концентрації в зоні розміщення арматурних стрижнів, починається корозія металу. Зміна властивостей бетону і корозійне зношення арматури призводять до перерозподілу напруги в бетоні, знижуючи несучу здатність і довговічність елементів конструкцій. Зростання об’єму продуктів корозії арматурної сталі сприяє руйнуванню захисного шару бетону. У зв’язку з цим, проблемою світового рівня є підвищення довговічності споруд з бетону та залізобетону, і зниження витрат на їх поточний і капітальний ремонт.

Найбільш інтенсивно процеси корозії протікають у спорудах, які експлуатуються в екстремальних умовах. Так, наприклад, у іригаційних спорудах (лотки, облицювальні плити тощо) має місце інтенсивна корозія вилуговування, сульфатна, магнезіальна та фізична (під дією поперемінного відтаювання–заморожування) корозія. Мостові конструкції піддаються інтенсивній корозії за рахунок застосування антикригових речовин, газової корозії. Великого значення набуває довговічність залізобетонних конструкції сховищ, що призначені для зберігання та поховання токсичних матеріалів (некондиційних пестицидів, відходів свинцю тощо), радіоактивних та ядерних відходів.

Хімічне модифікування бетону використовується ще з першої половини минулого століття. Спочатку полімерні композиції вводили в пори бетону при високих температурах або з використанням розчинників та наступним випаровуванням останнього [2]. Пізніше, полімери замінили мономерами та

© О.М. ФАЙНЛЕЙБ, В.І. САХНО, Л.О. ШЕЙНІЧ, Д.Ю. КОЛЕСНИК, 2015

олігомерами, які легше проникають в пори бетону. Найчастіше використовують похідні акрилатів, метакрилатів, стиролу, акрилонітрилу. Традиційно такі мономери та аналогічні олігомери піддаються твердненню хімічним методом, у більшості випадків використовуються радикальні ініціатори, такі як органічні пероксиди. Перспективним напрямком поліпшення технології одержання та властивостей бетонів є радіаційно-хімічне модифікування [3-6]. Зразки бетонів, захищених радіаційно полімеризованими (з використанням опромінення джерелами різних енергій, а саме прискорених пучків електронів, рентгенівських та γ-променів) органічними системами, використовували для будівництва мостів, тунелів, блоків.

Органосилоксани використовуються для гідрофобізації мінеральних будівельних матеріалів вже багато років [7, 8]. Вони формують на поверхні бетонів гідрофобне покриття. Однак, літературні дані щодо використання опромінення в процесі тверднення силоксанів в бетонах відсутні. Відомо, що в процесі опромінення може відбуватися тверднення органосилоксанів, які мають у структурі ненасичені зв'язки [9]. Нажаль, фундаментальні роботи щодо механізмів взаємодії здатних до тверднення при радіаційній обробці мономерів (олігомерів) з компонентами бетону та особливостей їх ефективного впливу на властивості бетонів у літературі відсутні.

На сьогодні основним методом, що використовується в області захисту бетонних конструкцій є поверхневе насичення. Однак, стан промислових конструкцій у всьому світі свідчить про обмежені можливості даного методу. В Україні використовують гідрофобізатори ГКЖ-10 (етилсиліконат натрію), ГКЖ-11 (метилсиліконат натрію), ГКЖ-12 і ГКЖ-17. Ці препарати випускалися у вигляді 30 % водно-спиртових розчинів з pH=14, їх діюча речовина може бути описана загальною формулою: $RSi(OH)_2ONa$, де: R=CH_3 (ГКЖ-11); C_2H_5 (ГКЖ-10); CH_2=CH (ГКЖ-12); C_6H_5 (ГКЖ-17). Застосування їх водних розчинів з концентрацією 3-5 мас. % є їх великою екологічною цінністю, проте великий досвід їх використання у вторинному захисті бетонів показав їх низьку ефективність. Нанесені з водного розчину, вони легко вимиваються дощем. Необхідно зазначити, що низька концентрація діючої речовини демонструє високий гідрофобізуючий ефект, навіть при мономолекулярному шарі, але не забезпечує захист від електролітів, тривалу водостійкість і морозостійкість.

Тому метою роботи було дослідження хімічних процесів, що відбуваються під дією опромінення прискореними електронами на олігоорганосилоксани, у тому числі при просочуванні бетонів, і дослідження властивостей модифікованих бетонів.

Експериментальна частина. Як модифікатори бетонів були вибрані промислово доступні силоксанові мономери та олігомери низької в'язкості для ефективного просочування бетону, здатні до радіаційного тверднення: вінілгептаметилциклотетрасилоксан (ВЦС, в'язкість при 20°С, η=1,2 сСт), октаметилциклотетрасилоксан (ОМЦС, η=1,1 сСт), поліметилсилоксани (олігомери ПМС-20, η=21 сСт, та ПМС-100, η=98 сСт), олігометилгідридсилоксан марки ГКЖ-94М (η=84 сСт), твердник діаллілдіаміносилан (ДАДМС).

Інфрачервоні спектри записували на спектрофотометрах UR-20 (Karl Zeis®) і Nicollet Nexus 470 с детектором МСТВ з використанням таблеток KBr.

Просочуючу здатність рідких дослідних сумішей оцінювали за величиною їх поглинання цементним каменем. Для цього з цементного тіста виготовляли циліндри висотою та діаметром 22 мм. Тверднення проводилося в умовах лабораторії. Після трьох місяців цементні зразки висушували при температурі 105°С до постійної маси протягом 24 годин.

Тверднення композицій здійснювали під дією прискорених електронів з енергією 4-5 МеВ і щільністю струму (200-400) мА/см^2 , у діапазоні доз (25-300) кГр.

Морфологічні особливості зразків вивчали методом сканувальної електронної мікроскопії, використовуючи програмні комплекси AutoCad та Origin 7.5.

Для визначення вмісту гель-фракції, $\varphi_{г\text{-}ф}$, екстракцію розчинної частини зразків проводили як в киплячому *о*-ксилолі, в якому вихідні мономери та утворені лінійні полісилоксани розчиняються, так і в киплячому ацетоні, в якому лінійні полісилоксани не розчиняються.

Зразки модифікованих бетонів піддавали випробуванню на: міцність при стиску згідно EN 12390-3 (Testing hardened concrete – Part3: Compressive strength of test specimens), водопоглинання згідно ДСТУ Б

В.2.7-170, водонепроникність згідно ДСТУ Б В.2.7-170, морозостійкості згідно ДСТУ Б В.2.7-49. Аналогічним випробуванням піддавались контрольні, не просочені, зразки бетону.

Результати та їх обговорення. Усі використані вихідні композиції були рідкими. За результатами аналізу поведінки досліджених композицій під дією радіації усі опроміненні зразки матеріалів можна поділити на 3 групи: ті, що ніяк не змінилися, ті що перетворилися на губоподібну масу та ті, що перетворилися на тверду масу. Наступні дослідження здійснювали з композиціями, що зазнали явних змін. Ці зразки досліджено методами інфрачервоної спектроскопії, золь-гель аналізу та визначено їх густину. ІЧ-спектральні дослідження показали, що ступінь перетворення вінільних груп ненасичених олігомерів після опромінення дозою 300 кГр досягає (95-98) %. Зіставлення ІЧ-спектрів і даних по визначенню змісту гель-фракції модельних систем (рис. 1) дозволяє зробити висновок про протікання радіаційної міжмолекулярної зшивки та про те, що при дозах вище 25-50 кГр поряд з ростом і зшиванням макромолекул відбувається їхня радіаційна деструкція.

Методом ІЧ-спектроскопії вивчена суміш ГКЖ-94М/ВЦС)=25/75 мас. %, яка достатньо близько відповідає еквімолярному співвідношенню гідридсилильних та вінілсилильних груп в компонентах суміші.

Було визначено яким чином доза опромінення впливає на величину гель-фракції $\varphi_{г\text{-}ф}$ опромінених індивідуальних зразків ВЦС та D4. Встановлено, що за даних умов екстракції вихідні (неопромінені) зразки ВЦС та D_4 повністю розчиняються в о-ксилолі і ацетоні ($\varphi_{г\text{-}ф}$ = 0, див. рис. 1). Знайдено, що всі зразки D4, опромінені при дозах 25-300 кГр, є також повністю розчинними в *о*-ксилолі та ацетоні, отже їх $\varphi_{г\text{-}ф}$ = 0. Можна зробити висновок, що під час опромінення в індивідуальних зразках D4 утворення високомолекулярного продукту практично не відбувається. Однак, ймовірно, має місце утворення низькомолекулярних фракцій полідиметилсилоксану. На відміну від зразків D4, гель-фракція опромінених зразків ВЦС суттєво змінюється в залежності від дози опромінення (рис. 1). Дані зразки мають досить високі значення гель-фракції, $\varphi_{г\text{-}ф} \approx$ 39-56 %, що безумовно є результатом радіаційної полімеризації та зшивання полімерних ланцюгів ВЦС. Із рис. 1 видно, що гель-фракція зразків ВЦС дещо немонотонно змінюється в залежності від дози опромінення: при підвищенні дози опромінення від 25 кГр до 50-200 кГр гель-фракція зразків збільшується майже на 10 %, однак при подальшому підвищенні дози опромінення до 300 кГр гель-фракція зменшується на ~17 %. Останнє свідчить про появу при високих дозах опромінення процесів радіаційно-ініційованої деструкції утвореного полідиметилсилоксану.

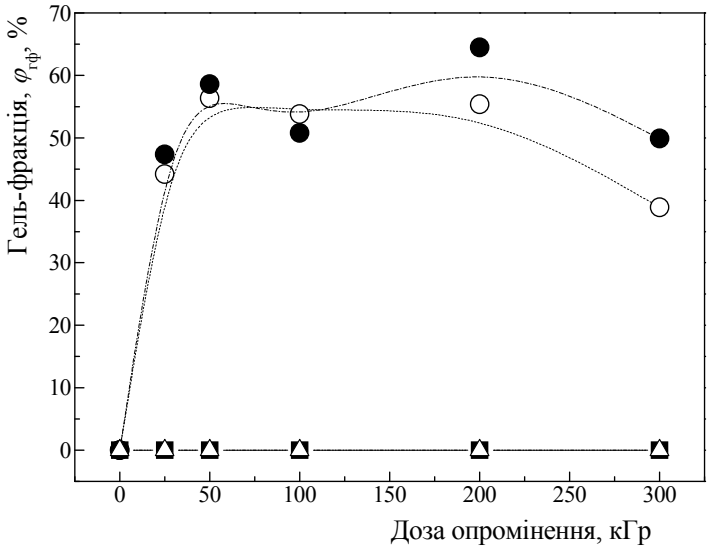


Рис. 1. Залежність вмісту гель-фракції вихідних та опромінених зразків ВЦС та D4 від дози опромінення: ○ - ВЦС (*о*-ксилол), ● - ВЦС (ацетон), ■ - D4 (*о*-ксилол), △ - D4 (ацетон)

На знімках, отриманих з використанням методу сканувальної електронної мікроскопії (СЕМ) поверхні відколу цементного каменю, просоченого сумішшю ВЦС/Д4=75/25, мас. % і опроміненого потоком електронів з дозою 50 кГр, добре видно кристали гідрооксиду кальцію краї яких розмиті (рис. 2).

Даний факт може свідчити про наявність хімічної взаємодії між компонентами цементного каменю і хімічними компонентами композиції для просочування.

Подібна картина не є характерною для решти зразків. Аналізуючи хімічний склад композицій для просочення, слід припустити, що у взаємодію з $Ca(OH)_2$ вступає Д4. Це припущення добре узгоджується з літературними даними [10].

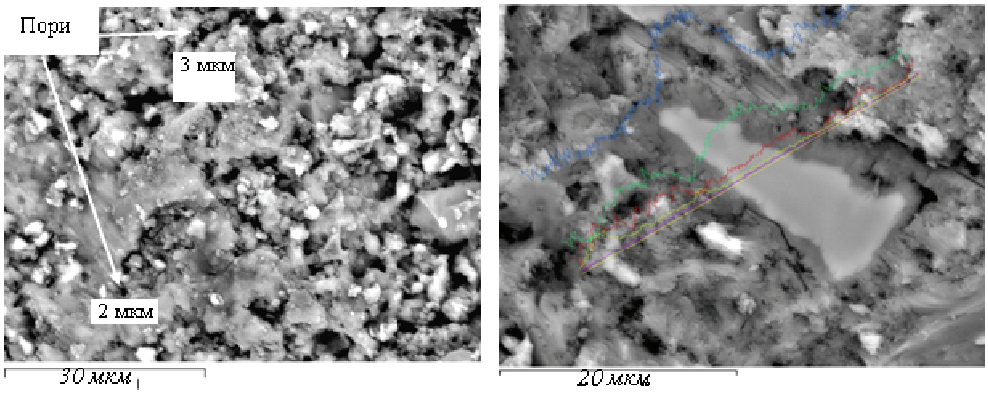


Рис. 2. Фотографії мікроструктури цементних зразків: а – контрольний зразок цементного каміння; б – зразок цементного каміння, просоченого сумішшю ВЦС/Д4=75/25 та опроміненого дозою в 50 кГр

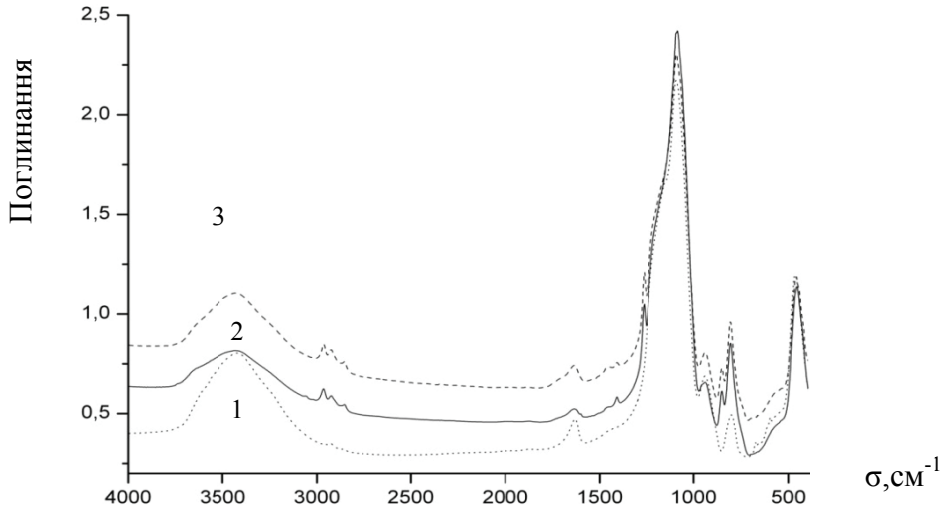


Рис. 3. ІЧ спектри поглинання зразків цементного каменю: контрольний зразок цементного каміння (1); зразок цементного каміння просоченого сумішшю ВЦС/Д4=75/25 та опроміненого дозою, кГр: 100 (2), 200 (3)

Про цю взаємодію свідчать дані аналізу ІЧ-спектрів. В коливальному спектрі вихідного цементного каменю (рис. 3) спостерігаються смуги валентних коливань ОН-груп гідроокису кальцію і кристалогідратів при 3643 $см^{-1}$, та вузькі смуги 875$см^{-1}$ і 713 $см^{-1}$ віднесені до валентних коливань зв'язку Са-О [10]. Після просочення цементного каменю сумішшю ВЦС/Д4=75/25 і опромінення змінюється інтенсивність поглинання гідроксильних груп. Відбувається зміщення смуги поглинання гідроксидів з максимумом при 3430 $см^{-1}$ та її розширення, що свідчить про наявність в системі ОН груп з різною енергією, крім того на 8-12 $см^{-1}$ зміщуються в короткочастотну область смуги валентних коливань зв'язку Са-О.

Для ВЦС подібні перетворення, у досліджених умовах, не є характерними, що обумовлено, вірогідно, ступенем напруженості його циклу і перерозподілом електронної щільності в молекулі.

За допомогою зондового мікроаналізу був визначений розподіл хімічних елементів по поверхні кристалу гідрооксиду кальцію, краї якого розмиті (рис. 4). Аналіз результатів свідчить, що в перехідному (розмитому на фотографії) шарі кристалічного утворення (зона Б) вміст кальцію вище, ніж в цементній масі що його оточує (зона В), але нижче ніж в центральній частині відколу кристалу (зона А). При цьому концентрація кремнію в перехідній зоні (Б) мінімальна. Нерівномірний розподіл кремнію на поверхні, що

зондується, може бути обумовлений не лише заповненням пор і мікротріщин імпрегнуючим складом ВЦС/Д4=75/25, мас. %, але і його хроматографічним розділенням по товщині цементного каменя. У зв'язку з різною сорбуючою здатністю і, відповідно, різною швидкістю переміщення компонентів імпрегнуючої суміші по активній поверхні цементного каменю дуже вірогідне накопичення Д4 біля поверхні кристалів $Ca(OH)_2$ та протікання реакції (1), що і призводить до утворення перехідної зони Б.

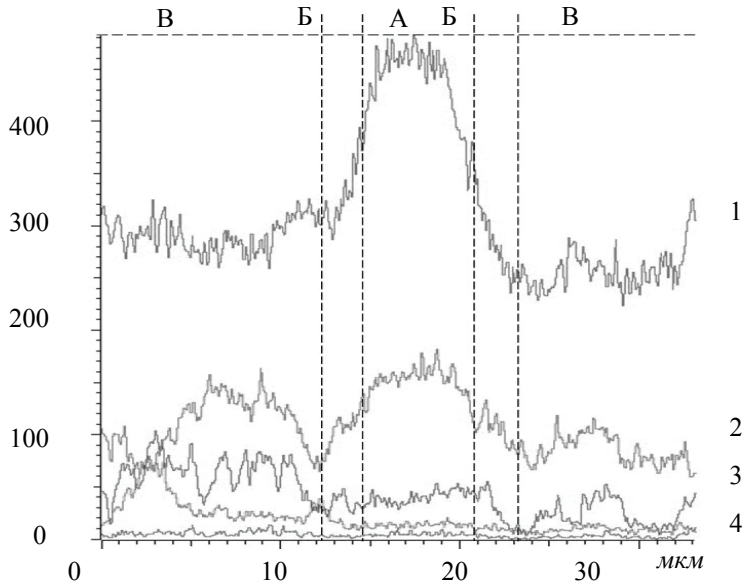


Рис. 4. Розподіл хімічних елементів по поверхні відколу кристаллу: 1 – кальцій, 2 – кремній, 3 – кисень, 4 – алюміній

У той самий час, загальним явищем для модифікованих зразків з табл. 1 є закономірне зниження сумарної долі кальцію і підвищення вмісту кремнію, що обумовлено просоченням цементного каменю силоксановими рідинами. Елементний аналіз показав, що істотних змін вмісту кисню та алюмінію в зонах А-Б-В не відбувається (рис. 4). Усереднений хімічний елементний аналіз поверхні відколів просочених цементних зразків (табл. 1) свідчить, що частка кисню закономірно зростає, порівняно з контрольним, вочевидь завдяки наявності цього елементу в молекулах силоксанів. Насичення цементного каменю силоксанами призводить до логічного падіння вмісту в зразках магнію і калію (табл. 1).

Таблиця 1. Усереднений хімічний елементний аналіз складу поверхні відколу цементних зразків

Композиція, мас. %	Доза, кГр	Елементний склад, мас. %					
		O	Mg	Al	Si	K	Ca
Контрольні не просочені бетонні зразки	50	44,90	0,49	1,35	6,85	0,88	39,21
ВЦС/Д4=75/25	50	47,27	0,39	1,44	9,36	0,51	35,27
ВЦС/ДАДМС=99,5/0,5	200	50,91	0,47	1,35	7,75	0,52	34,07
ГКЖ-94М	50	47,03	0,42	1,27	10,08	0,55	32,26

Було визначено діаметр пор та виконано розрахунок функції їх розподілу за діаметром (рис. 5). Математичний аналіз електронного зображення поверхні відколу контрольного зразка цементного каменю свідчить, що в ньому переважають дрібні пори з максимумом розподілення в інтервалі діаметрів 0,5 - 1,0 мкм. Доля відносно великих пор рівномірно знижується до мінімуму при D = 3,5 - 4,0 мкм (рис. 5, крива 1).

Просочення цементного каменю низько в'язкою сумішшю мономерів ВЦС/D4 з наступною радіаційною полімеризацією призводить до суттєвого зниження, практично в 2 рази, частки дрібних пор та зміщення максимуму розподілення пор за розмірами в область (0,5-0,7) мкм. При цьому максимальний діаметр пор не перевищує (2,2-2,5) мкм (рис. 5, крива 2). Даний факт свідчить про значну кольматацію пор цементного каменю силоксанами, вірогідно з повним перекриванням дрібних пор і зменшенням діаметру великих пор, що призводить до зниження пористості зразків.

Аналогічна картина спостерігається для зразків оброблених ГКЖ-94М. Великі пори практично зникають, подібно зразкам з ВЦС/Д4. Порівняно з контрольним зразком доля дрібних пор зменшується на

44 % (рис. 5, крива 3). Очевидно, що ГКЖ-94М маючи більшу в'язкість, ніж ВЦС/Д4, менш ефективний при заповненні дрібних пор.

Результати визначення міцності на стиск модифікованих бетонних зразків наведені в табл. 2.

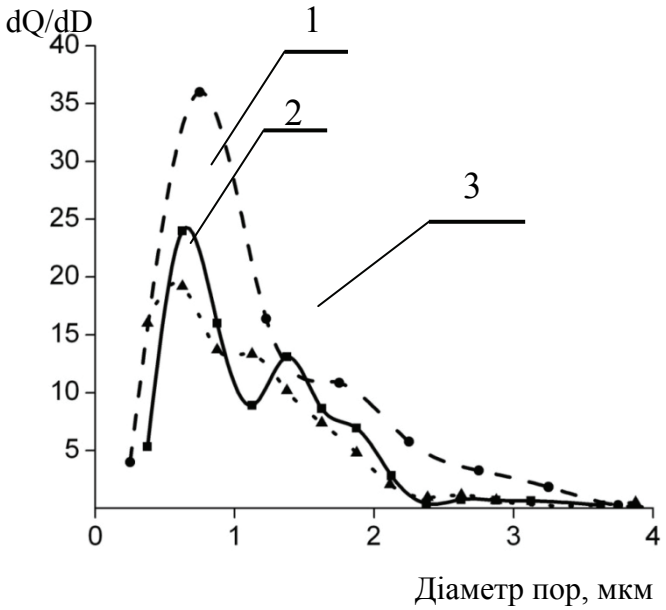


Рис. 5. Розподіл пор за розміром в поверхні відколу зразків цементного каміння: 1 – контрольний зразок бетону, 2 – зразок бетону, модифікованого ВЦС/D4=75/25, 3 – зразок бетону, модифікованого ГКЖ-94М

Таблиця 2. Міцність та водопоглинання модифікованих бетонних зразків

Композиція, мас. %	Водопоглинання бетону, %	Міцність при стиску зразків бетону, МПа
ВЦС/Д4=75/25	0,28	30
ВЦС/ДАДМС=99,5/0,5	0,33	31
ГКЖ-94	0,046	23
Контрольні, не просочені, бетонні зразки	1,6	23

В результаті аналізу даних, наведених в таблиці 2, витікає, що просочення бетону композиціями на основі ВЦС з наступною радіаційною обробкою просоченого бетону сприяє підвищенню його міцності (майже в 1,5 рази), що може бути пояснено заповненням порового простору органосилоксанами і формуванням в ньому полімерної сітки та можливою їх хімічною взаємодією із цементним каменем з створенням складних органосилікатних з'єднань. Просочення бетонних зразків ГКЖ-94 з наступною їх радіаційною обробкою не впливає на його міцність, тому, що цей модифікатор залишається на поверхні бетону.

Таблиця 3. Водонепроникність модифікованих бетонів

Композиція, мас. %	Проектна марка по водонепро-никності	Час витриму-вання на кожній ступені, годин	Протікання зразків через годин	Фактична марка по водонепрони-кності
Контрольні, не просочені, бетонні зразки	W2	12	15	W2
ВЦС/Д4=75/25	W2	16	53	W6
ВЦС/ДАДМС=99,5/0,5	W2	16	46	W6
ГКЖ-94	W2	16	67	W8

Просочення бетону силоксанами з наступною його радіаційною обробкою призводить до зменшення водопоглинання бетону (табл. 2). Досягнутий ефект пояснюється кольматацією пор органічними

речовинами,а для ГКЖ-94 його гідрофобізуючим ефектом, який сприяє значному зменшенню водопоглинання бетону.

В таблиці 3 наведені результати визначення водонепроникності бетону. Із аналізу даних, наведених в таблиці 3 можна зробити висновок, що просочення бетонних зразків органосилоксанами з наступною їх радіаційною обробкою дозволяє значно підвищити їх водонепроникність з марки W2 до W6 для композицій на основі ВЦС і до W8 для бетону, що було оброблено ГКЖ-94, що мабуть пояснюється потужним гідрофобним ефектом цієї органічної речовини.

За прискореною методикою була визначена морозостійкість бетонів, що були попередньо просочені органосилоксанами і оброблені опроміненням прискореними електронами. Встановлено, що просочення бетонів органосилоксанами з наступним опроміненням прискореними електронами веде до підвищення їх морозостійкості і отримання бетонів з маркою за морозостійкістю не менше F200. Контрольні зразки бетону, що не були просочені мономерами, навіть не відповідають марці за морозостійкістю F 150, оскільки після 150 циклів поперемінного заморожування і відтавання були зруйновані і зняті з подальших випробувань.

Висновки

1 Розроблені принципи модифікації бетонів органосилоксанами, які здатні до тверднення в процесі радіаційної обробки, що полягають у поверхневому просоченні готових зразків бетону силоксановими композиціями з наступним опроміненням пучком прискорених електронів. Методика опромінення силоксанових мономерів прискореними електронами «*in vivo*» адаптована для опромінення силоксанових композицій в бетоні (цементному камені).

2 Отримано зразки модифікованого цементного каміння та бетону і визначено їх фізико-механічні властивості: міцність на стискання, водонепроникність, морозостійкість, а також вплив просочення на гідрофобність поверхні цементного каміння. Зроблено висновок щодо позитивного впливу запропонованої модифікації на експлуатаційні властивості і довговічність радіаційно-хімічно модифікованих бетонів. Просочення бетонів органосилоксанами та їх сумішами з подальшою їх радіаційною обробкою дозволяє підвищити міцність стандартних бетонних зразків в залежності від типу мономерів і складу композиції майже в 1,5 рази, їх марку по водонепроникності в 3-4 рази, морозостійкість більш ніж в 2 рази порівняно з контрольними аналогічними бетонами, але які не були оброблені.

3 З використанням методів ІЧ-спектроскопії, скануючої електронної мікроскопії та зондового хімічного аналізу зафіксовано хімічне прищеплення силоксанового мономеру Д4 до поверхні цементного каменя за рахунок взаємодії метильних груп Д4 з гідроксильними групами гідроксиду кальцію, що входе до складу цементного каменя.

4 Підвищення довговічності бетонів може бути пояснено не тільки ефектом кольматації порового простору бетону, але й хімічною взаємодією полімерів з цементним каменем при їх полімеризації. Значне підвищення довговічності бетонів в результаті їх просочення мономерами з подальшою радіаційною обробкою дозволяє припустити їх економічну доцільність при виробництві залізобетонних конструкцій, що експлуатуються в складних умовах.

1. *Margenweck G.* Remonty – problemy z wilgocia murów // Forum budowlane. – 1998. – 3. – P. 70 – 72.
2. *Лучко І.І., Глагола Ф.М., Назарович Б.Д.* Методи підвищення корозійної стійкості та довговічності бетонних та залізобетонних конструкцій та будівель / НАНУ. Фізико-мех. Ін.-т ім.. Карпенка. – Київ, Каменяр, 1999. – 229 с.
3. *Pat. 62256751 A, Japan, C09D.* Low-solubility acrylic monomer in-situ polymerization in concrete manufacture for high strength / R. Miura, C. Yamashita. Jpn. Kokai Tokyo Koho. – Publ. 1987, C.A., May 1988. – Vol. 108, N 18. – 108: 155402.
4. *Pat. 2006092450 A1 WO, C09D.* Acrylate-based polymeric composition with improved suitable solvents for coating architectural surfaces / C.J. Carda, G.M. Llavata. – Publ. 08.09.2006.
5. *Zimek, Z.* High power accelerators and processing system for environmental applications, IAEA-TECDOC-12473, IAEA, Vienna (2005).
6. *Radiation processing : environmental applications*. – Vienna : International Atomic Energy Agency, Apr. 2007, IAEA-RPEA.
7. *Ding, L., Tang, M., Fan, J.* Silicone protection material for concrete. Shanghai City Building Materials Quality Supervision Station // Huaxue Jiancai – Shanghai, China. – 2002. – Vol. 18, N 5. – P. 31 – 32.
8. *Lagzdins, E., Burtnieks, U.* Protection of nonmetallic materials from corrosion. 6. Silicone coating effect on carbonation of concrete / Latvian Acad. Sci., Inst. Inorg. Chem. // Latvijas Kimijas Zurnals – Latvia. – Vol. 1. – 1997. – P. 89-91.
9. *Eur. Pat. 770651 A2. C09D.* Radiation-curable silicone resins formulated from amine alcohols, tetraalkoxysilanes and multifunctional acrylates / J.D. Blizzard, A.R. Jarnholm, J.S. Tonge. – Publ. 02. 05.1997.
10. *Беллами Л.* Инфракрасные спектры сложных молекул. – М.: Иностр. л-ра. – 1963. – 591 с.

ПРОЕКТ 7.19

Розробка технології виробництва литої штампової сталі для гарячого деформування з регулюванням аустенітного перетворення

УДК 669.14.018.258

ТЕХНОЛОГІЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ШТАМПОВОЇ СТАЛІ 40Х3Н5М3Ф ДЛЯ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ

Чл.-кор. НАН України **К.О. ГОГАЄВ**, д-р техн. наук **О.К. РАДЧЕНКО**, канд. техн. наук **О.М. СИДОРЧУК**, **В.В. ЛУК'ЯНЧУК**
(Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України)

Ключові слова: *штампова сталь, термічна обробка, структура, властивості*

Вступ. Для виготовлення матриць для гарячого пресування мідних сплавів використовують штампові сталі з регульованим аустенітним перетворенням [1], які в процесі експлуатації за робочих температур вище 700 ºС є більш стійкими у порівнянні зі сталями на феритній основі (3Х2В8Ф, 3Х3М3Ф, 4Х4ВМФС, 5Х3В3МФС і т.д.). Додаткове введення деяких легуючих елементів (наприклад, нікелю) у сталь на феритній основі зумовлює зниження критичної точки A_3 [2]. При розширенні області γ-Fe модифікації в сталі у вихідному стані і при нагріванні її до температур, за якими відбувається α → γ перетворення, зберігається аустенітна структура впродовж усього періоду високотемпературної експлуатації штампового інструмента. Так в роботах [3, 4] встановлено підвищену стійкість інструмента для гарячого деформування штампової сталі 40Х3Н5М3Ф з регулюванням аустенітного перетворення. Проте одержання інструменту за традиційною технологією лиття, розробленою О.Д. Озерським є енергоємним (повний відпал за температури 860 °С, відпуск за температури 680 °С, ковка заготовок за температури вище 1100 °С, відпуск при 560-620 °С). Після повного відпалу сталь в погіршеному стані (висока твердість) піддається обробці різанням для виготовлення матриць штампового інструменту. В роботі [5] скорочено термо-деформаційну обробку (ковку) сталі 40Х3Н5М3Ф при використанні технології електрошлакового лиття, завдяки високій швидкості кристалізації розплаву коли подавляється груба форма карбідної евтектики литої структури. За рахунок наявності мартенситної структури твердість одержаної штампової сталі у литому стані перевищує 50 HRC. Така висока твердість призводить до ускладнень при подальшій її механічній обробці – виготовленні матриці гарячого деформування. Тому перед механічною обробкою сталі необхідно проводити заходи по зменшенню її твердості, а саме необхідна розробка температурного режиму – відпалу.

Метою роботи є оптимізація та скорочення режимів термічної та термо-деформаційної обробки сталі 40Х3Н5М3Ф для покращення її фізико-механічних властивостей.

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваної штампової сталі для гарячого деформування

Марка сталі	Вміст елементів (% по масі)					
	C	Cr	Ni	Mo	V	Si
40Х3Н5М3Ф	0,40-0,44	2,80-3,00	4,70-5,50	2,44-2,60	1,34-1,36	0,34-0,35

Матеріали та методика дослідження. Хімічний склад досліджуваної сталі наведений у табл. 1. Хімічний склад сталі визначали спектральним аналізом [6 – 8]. Дослідження мікроструктури та визначення мікрохімічної неоднорідності легуючих елементів по тілу зерна та міжзерених границях металу, визначали за допомогою скануючого електронного мікроскопу Jeol Superprob – 733 (Японія). Визначення фазово-структурного складу штампової сталі проводили за допомогою приладу ДРОН-3М у кобальтовому K_α-випромінюванні [9]. Встановлення критичних точок A_1 та A_3 для штампової сталі 40Х3Н5М3Ф проводилось за методом дилатометричного аналізу на високочутливому катковому оптичному дилатометрі [10]. Термічну обробку штампової сталі 40Х3Н5М3Ф проводили в електричній печі СНОЛ–1,6.2,5.1/11-И3 з використанням термопари хромель-алюмель.

Результати досліджень та їх обговорення. Для встановлення фазово-структурного стану сталі

© К.О. ГОГАЄВ, О.К. РАДЧЕНКО, О.М. СИДОРЧУК, В.В. ЛУК'ЯНЧУК, 2015

40Х3Н5М3Ф після електрошлакового лиття був проведений Х-променевий структурний аналіз. Непрямим підтвердженням високої твердості сталі у вихідному стані є наявність мартенситної структури з залишковим аустенітом (рис. 1). Відповідно до дифрактограми, де відбулося накладення рефлексів від кристалографічних площин (110) α-Fe та (111) γ-Fe, встановлено, що кристалічні гратки сильно деформовані. Міжплощинна відстань кристалічної гратки α-Fe дещо збільшена (2,873 Å) у порівненні параметром гратки безвуглецевого α-Fe (2,86 Å) [2]. Тобто наступним кроком була розробка режиму термічної обробки для досягнення необхідних технологічних властивостей матеріалу, а саме – зниження його твердості. Як правило для конструкційної легованої сталі перед механічною обробкою твердість повинна становити не більше 35 HRC. У нашому випадку маємо твердість штампової сталі в литому стані 50-51 HRC. В сталі необхідно забезпечити перліто-сорбітну структуру з мілкозернистою карбідною складовою. Розроблений раніше режим термічної обробки [3, 4] не є оптимальним з урахуванням подальшої механічної обробки різанням. Твердість після повного відпалу сталі за перетином заготовки перевищує 40 HRC (табл. 2). На жаль обробка сталі за температури 680 °С не забезпечує сфероїдизації карбідної складової (рис. 2), і тому запропоновано проводити неповний відпал (його використовують для заевтектоїдних сталей [11 – 13]), з метою одержання сфероїдизованої карбідної складової, зниження твердості та одержання перліто-сорбітної структури. Необхідно встановити критичні точки A_1 та A_3, щоб забезпечити оптимальний режим термічної обробки (неповний відпал за температури нагріву сталі між критичними точками). За результатами дилатометричного аналізу (рис. 3) були встановлені критичні точки: A_1 = 700 °С та A_3 = 850 °С та рекомендований режим сфероїдизуючого (неповного) відпалу за температури 750 ± 20 °С (табл. 2). Після відпалу заготовки піддавались механічній обробці для виготовлення матриць (рис. 4).

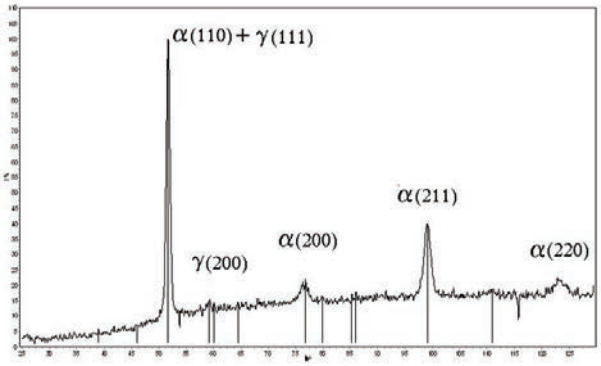


Рис. 1. Дифрактограма сталі 40Х3Н5М3Ф в литому стані, одержаної електрошлаковим литтям

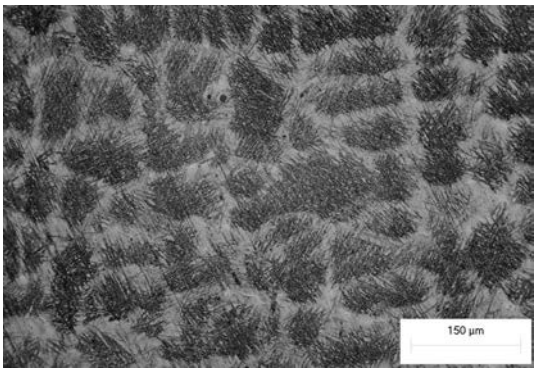


Рис. 2. Мікроструктура штампової сталі 40Х3Н5М3Ф, одержаної литтям у кокіль, після повного відпалу за 860 °С

Таблиця 2. Твердість та фазово-структурний стан сталі 40Х3Н5М3Ф для різних режимів термічної обробки

Температура нагріву сталі у литому стані, °С	Твердість, HRC	Структура
650 (середній відпуск)	43–44	троостит
700 (високий відпуск)	36–37	сорбіт
730 (неповний відпал)	33–34	перліто-сорбіт
750 (неповний відпал)	33–34	перліто-сорбіт
770 (неповний відпал)	33–34	перліто-сорбіт
800 (неповний відпал)	35–36	перліто-сорбіт
850 (повний відпал)	42–43	троостит
860 (повний відпал) [3, 4]	43–44	троостит

Наступним кроком за технологічним процесом одержаня матриць зі сталі 40Х3Н5М3Ф, які були механічно оброблені є термічне зміцнення. Для підвищення твердості сталі було проведено основну термічну операцію – гартування. При гартуванні сталі відбувається процес розчинення карбідо-утворюючих фаз у гомогенному аустеніті, а при охолодженні вона перенасичується вуглецем в α-Fe, що призводить до зсуву міжатомних площин кристалічної гратки, внаслідок чого утворюється мартенситна структура [2]. Оптимальна температура гартування сталі становить 1020 ± 10 °С. Після гартування була

одержана твердість 48–49 HRC. Аналіз мікроструктури показує, що після гартування в ній утворюється мартенсит (рис. 5), також це підтверджується Х-променевим фазовим аналізом (рис. 6).

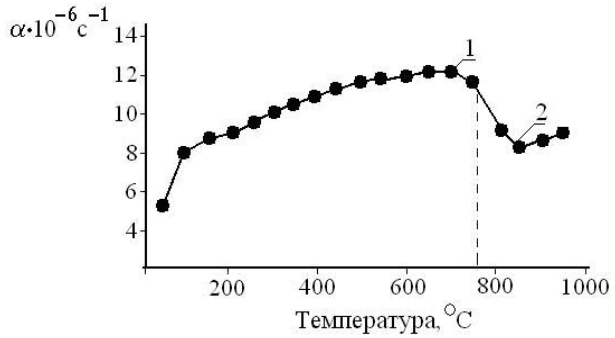


Рис. 3. Залежність коефіцієнта термічного розширення (α) сталі 40Х3Н5М3Ф від температури. 1 – критична точка A_1, 2 – критична точка A_3

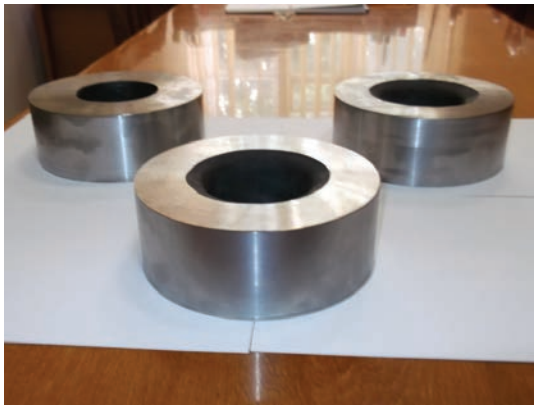


Рис. 4. Механічно-оброблені заготовки сталі 40Х3Н5М3Ф для штампового інструменту

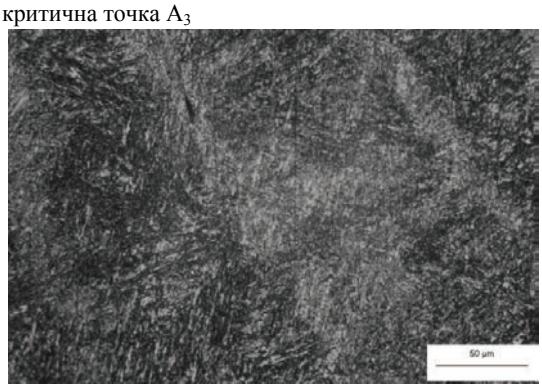


Рис. 5. Мікроструктура сталі 40Х3Н5М3Ф після гартуваня за температурою 1020 ± 10 °С

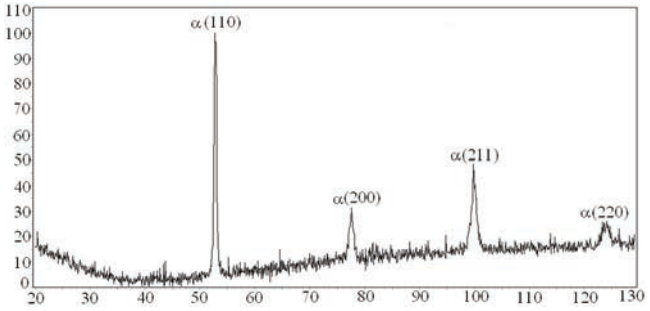


Рис. 6. Дифрактограма сталі 40Х3Н5М3Ф, одержаної електрошлаковим литтям після термічного зміцнення за температури гартування 1020 ± 10 °С

Таблиця 3. Фазово-структурний стан термічно-зміцненої сталі 40Х3Н5М3Ф в інтервалі робочих температур штампового інструменту

Температура нагріву сталі, °С	Фазово-структурний стан		
	α-Fe, %	γ-Fe, %	Fe_3Mo_3C, %
700	64,8	35,2	–
750	32,8	65,6	1,55
800	2,02	96,3	1,68

Таблиця 4. Твердість термічно-зміцненої сталі 40Х3Н5М3Ф в інтервалі робочих температур штампового інструменту

Температура нагріву сталі, °С	Фізико-механічна властивість	
	HV, ГПа	HRB
700	1,85	89
750	0,85	–
800	0,65	–
850	0,63	–

Методика аналізу у дослідженні фазово-структурного стану термічно-зміцненої сталі 40Х3Н5М3Ф, від кімнатної температури до 800 ºС, дозволила встановити співвідношення між структурними складовими при поступовому переході від α-Fe до γ-Fe (табл. 3). В результаті проведеного аналізу, встановлено, що при підвищенні температури зменшується кількість фази фериту та збільшується кількість аустеніту. При температурі 800 ºС кількість аустеніту становить 96,3 % з утворенням карбідної фази Fe_3Mo_3C до 1,68 %. Проведений високо-температурний рентгено-фазовий аналіз (табл. 3) підтвердив правильність визначених критичних точок A_1 = 700 ºС та A_3 = 850 ºС сталі 40Х3Н5М3Ф (рис. 3). Нами встановлена залежність між фазово-структурним станом (α-Fe та γ-Fe) сталі 40Х3Н5М3Ф (табл. 3) та величиною твердості по Вікерсу

(HV, ГПа) табл. 4. З підвищенням температури збільшується кількість аустенітної структури і відповідно зменшується твердість сталі. Така закономірність, дозволила підтвердити, що у процесі роботи пресового інструменту вище 800 ºС зберігається аустенітна структура. Отже штамповий інструмент при пресуванні мідних сплавів працює в інтервалі експлуатаційних температур, що відповідають процесу аустенізації.

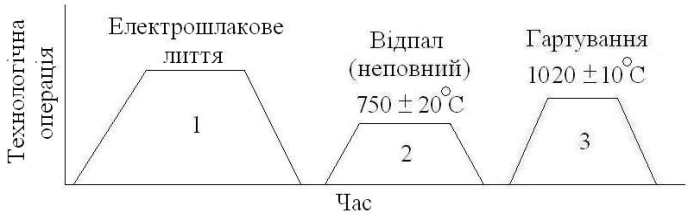


Рис. 7. Технологічна схема одержання сталі 40Х3Н5М3Ф

Дослідно-промислові випробування матриць з сталі 40Х3Н5М3Ф були проведені на ВАТ «Артемівський завод по обробці кольорових металів» (Донецька обл., Україна). В результаті виготовлення трубних заготовок Ø 60 –70 мм, що при пресуванні заготовок (Ø 220 – 370 мм) з мідно-нікелевих сплавів марок МНЖ 5-1 та МНЖМц 30-1-1 при температури нагріву заготовок 950 °С матриці виготовленої з сталі 40Х3Н5М3Ф показали стійкість в три рази вищі, ніж матриці з сталі 3Х3М3Ф, виготовлені на підприємстві.

Висновки

1. Встановлено, що термічна стійкість інструмента для гарячого деформування може бути значно підвищена при використанні сталі з регулюванням аустенітного перетворення. Така сталь у вихідному стані має феритну основу, а при нагріванні до температур експлуатації відбувається $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення і, у подальшому зберігається аустенітна структура на протязі усього періоду високотемпературної експлуатації штампового інструмента.

2. Показано, що одержані електрошлаковим литтям заготовки не потребують додаткової технологічної операції – ковки, оскільки висока швидкість кристалізації розплаву не дає змоги утворитися карбідній евтектиці грубої форми.

3. Аналіз дослідженнь сталі 40Х3Н5М3Ф та встановлені критичні точки (A_1 = 700 °С та A_3 = 850 °С) дозволяють рекоменувати проведення неповного відпалу за температурою 750 ± 20 °С, коли відбувається часткова перекристалізація твердого розчину та сфероїдизується карбідна складова з твердістю до 35 HRC, що дозволяє краще обробляти різанням деталі при виготовленні матриць штампового інструменту.

4. Показано, що при виготовленні трубних заготовок Ø 60 –70 мм з мідно-нікелевих сплавів марок при температури нагріву заготовок до 950 °С матриці виготовленої з сталі 40Х3Н5М3Ф показали стійкість в три рази вищі, ніж матриці з сталі 3Х3М3Ф, виготовлені на підприємстві.

1. *Позняк Л.А.* Инструментальные стали. – Киев: Наук. думка, 1996. – С. 333– 341.
2. *Гуляев А.П.* Металловедение. – М.: Металлургия, 1986. – С. 147, 229–244, 304–305.
3. *Озерский А.Д., Кругляков А.А., Данилов А.Н.* / / Цветные металлы. – 1981. – 8. – С. 83–84.
4. *Озерский А.Д., Кругляков А.А., Данилов А.Н.* / / Цветные металлы. – 1984. – 10. – С. 76–78.
5. *Гогаєв К.О., Сидорчук О.М., Радченко О.К., Лук'янчук В.В.* Спосіб термічної обробки сталі для гарячого пресування. Патент 94746. – 25.11.2014. Бюл. 22, UA 94746, C21D8/00.
6. Бабушкин А.А., Бажулин П.А., Королев Ф.А. Методы спектрального анализа. – М.: МГУ, 1962. – 509 с.
7. Петров В.И. Оптический и рентгеноспектральный анализ. – М.: Металлургия, 1973. – С. 217 – 218.
8. Дубок В.А., Корнилова В.И., Печентковская Л.Е. Усовершенствование методов химического анализа тугоплавких соединений и металлических сплавов. – Киев: Наук. думка (ИПМ АН УССР), 1988. – 40 с.
9. Уманский Я.С. Рентгенография металлов и полупроводников. – М.: Металлургия, 1969.– 496с.
10. *Шурин А.К.* Дифференциальный высокочувствительный дилатометр с нагревом в инертной среде // Вопросы физики металлов и металловедения. – К. : АН УСССР. – 1964. – 18. – С. 222–225.
11. *Гуляев А.П.* Термическая обработка стали. – М.: МАШГИЗ. – 1953. – С. 289–290.
12. *Геллер Ю.А.* Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1975. – 584 с.
13. *Кондратюк С.Є., Кіндрачук М.В., Степаненко В.О.* Металознавство та обробка металів. – Київ: Вікторія, 2000. – 372 с.

ПРОЕКТ 7.21

Підвищення надійності та ресурсу апаратів хімічної промисловості застосування лазерного зварювання тонкостінних фільтруючих елементів

УДК 621.791.72

ПОВЫШЕНИЕ НАДЕЖНОСТИ И РЕСУРСА АППАРАТОВ ХИМИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА С ПРИМЕНЕНИЕМ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ ТОНКОСТЕННЫХ ФИЛЬТРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

В.Д. ШЕЛЯГИН, к.т.н., **В.Ю. ХАСКИН**, д.т.н., **А.В. БЕРНАЦКИЙ**, к.т.н., **А.В. СИОРА**, инж.
(ИЭС им. Е.О.Патона НАН Украины)

Работа посвящена повышению надежности и долговечности фильтрующих элементов из аустенитной нержавеющей стали путем замены процесса пайки при их изготовлении сваркой для повышения ресурса работы аппаратов химического производства. Для достижения данной цели проводился сравнительный анализ трех способов сварки (аргонодуговой, электронно-лучевой и лазерной) в применении к соединению тонкостенных трубчатых конических заготовок для фильтрующих элементов из нержавеющей стали 08Х18Н10Т, выбор способа обеспечивающего высокое качество швов и наибольшую производительность, разработка соответствующей сварочной технологии, а также комплекс испытаний сваренных деталей для подтверждения пригодности разработанной технологии для дальнейшего промышленного внедрения. Установлены характерные дефекты для аргонодуговой, электронно-лучевой и лазерной сварки и способы их устранения. Наибольшей производительностью (больше в 10-15 раз скоростью сварки) в совокупности с высокой стабильностью формирования швов отличается лазерная сварка, что делает целесообразным ее использование в качестве промышленного технологического процесса. При помощи разработанной технологической оснастки проведены эксперименты по лазерной сварке с порошковыми присадочными материалами, в ходе которых определен диапазон оптимальных, с позиций формообразования шва, технологических режимов: мощность излучения Nd:YAG-лазера 0,5...0,6 кВт; скорость сварки 140...160 м/ч.; заглубление фокуса 15...20 мм; расход присадочного порошка 0,2...0,3 г/с. В данном диапазоне режимов формирование бездефектных швов является стабильным, что обеспечивает незначительный процент брака при промышленном применении процесса. Лазерная сварка неплотно прилегающих кромок с порошковым присадочным материалом, соответствующим основному металлу, как в случае использования непрерывного, так и импульсного излучения обеспечивает прочность на уровне 90 % прочности основного металла и коррозионную стойкость сварных соединений от 90 до 98 % относительно стойкости основного металла. Такие показатели являются приемлемыми для решаемой задачи.

***Ключевые слова**: нержавеющая сталь, лазерная сварка, производительность, кромки, технологическая оснастка, механические свойства, коррозионная стойкость*

В химической промышленности для получения ответственных соединений при изготовлении коррозионностойких металлоконструкций используют дорогостоящие припои [1]. Их замена сваркой может как снизить стоимость изготовления таких конструкций, так и повысить их механические характеристики. Одной из особенностей сварки трубной арматуры и фильтрующих элементов из тонколистовых аустенитных нержавеющих сталей является необходимость вести процесс с одной стороны и получать при этом качественные бездефектные соединения, не требующие в дальнейшем финишной обработки. В том числе желательно исключить потребность в рихтовке сваренного изделия. Кроме того, получаемые сварные соединения должны быть максимально близки по механическим свойствам и коррозионной стойкости к основному металлу [2]. Еще одной особенностью свариваемых кромок фильтрующих элементов может быть их неплотное прилегание, вызванное наличием на них фильтрующих отверстий. Все это требует тщательного выбора способа и технологического режима сварки. Как правило, для указанных задач выбирают аргонодуговую сварку. Реже – лазерную или электронно-лучевую [3].

Целью данной работы является повышение надежности и долговечности фильтрующих элементов

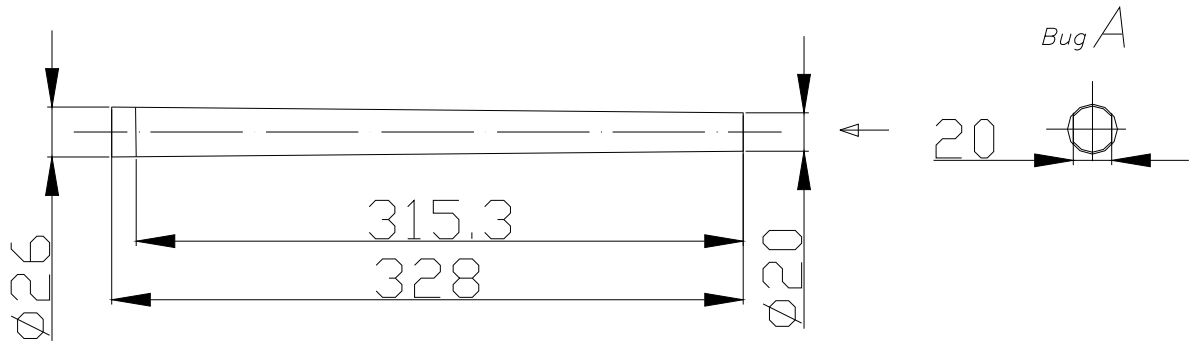
© В.Д. ШЕЛЯГИН, В.Ю. ХАСКИН, А.В. БЕРНАЦКИЙ, А.В. СИОРА, 2015

из аустенитной нержавеющей стали путем замены процесса пайки при их изготовлении сваркой для повышения ресурса работы аппаратов химического производства. Для достижения данной цели нами проводился сравнительный анализ трех способов сварки (аргонодуговой, электронно-лучевой и лазерной) в применении к соединению тонкостенных трубчатых конических заготовок для фильтрующих элементов из нержавеющей стали 08Х18Н10Т, выбор способа обеспечивающего высокое качество швов и наибольшую производительность, разработка соответствующей сварочной технологии, а также комплекс испытаний сваренных деталей для подтверждения пригодности разработанной технологии для дальнейшего промышленного внедрения.

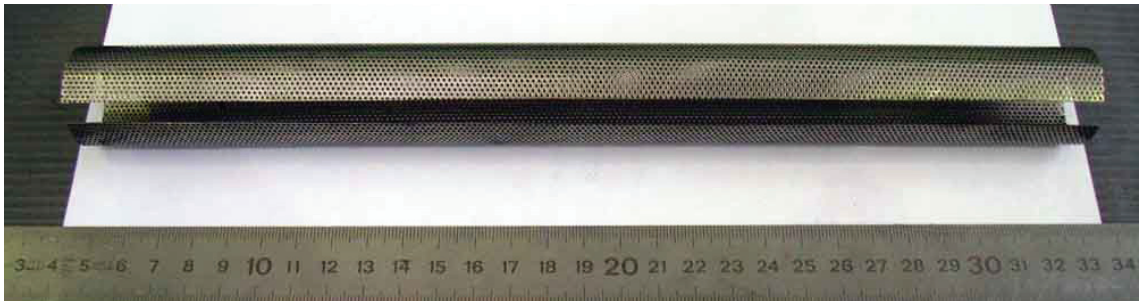
При проведении экспериментов по аргонодуговой, электронно-лучевой и лазерной сварке в качестве свариваемых образцов использовали конические трубчатые заготовки фильтрующих элементов из стали 08Х18Н10Т (табл. 1, [4]) толщиной δ=0,5 и 0,6 мм (рис. 1). Режимы и оборудование выбирались с учетом рекомендаций работ [5-7]. Кратко рассмотрим полученные результаты.

Таблица 1. Химический состав стали 08Х18Н10Т (в массовых процентах) [4]

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu	-
до 0,08	до 0,8	до 2	9 - 11	до 0,02	до 0,035	17 - 19	до 0,3	(0,5 – 0,7) Ti, основа Fe



а



б

Рис. 1. Эскиз трубчатого конического фильтрующего элемента из стали 08Х18Н10Т (δ=0,5 и 0,6 мм) (а) и внешний вид (б) заготовки, свариваемой для его получения

Аргонодуговая сварка. Для получения качественных швов с учетом наличия зазоров между свариваемыми кромками подавали присадочную проволоку Св-Х18Н10Т (Ø1,0 мм). Сварку осуществляли на следующем оборудовании фирмы Kemppi (Финляндия): источник питания MasterTig MLS 3000 (сварочный ток 5...300 А), горелка TTC-250WS (рассчитан на ток до 250 А), автоматическое устройство подачи присадочной проволоки. Горелку перемещали относительно детали с помощью однокоординатного манипулятора.

В результате проведения исследований установили, что для аргонодуговой сварки кромок сетчатых фильтрующих элементов необходимо использовать медную подложку с формообразующий канавкой для формирования нижнего валика усиления и устранения поднятия сваренных кромок. Кроме того,

необходимо повысить отвод тепла путем применения медных прижимных планок, которыми следует прижимать свариваемые кромки по всей длине на расстоянии не более 3 мм в обе стороны от стыка.

Характерными дефектами аргонодуговой сварки сетчатых фильтрующих элементов являются непровары и прожоги. Для их устранения необходимо вести сварку на следующем режиме: сварочный ток I=15 А, напряжение на дуге U=20 В, скорость сварки $V_{св}$=15 м/ч., скорость подачи проволоки $V_{пр}$=35 м/ч., расход защитного газа (аргона) 10...15 л/час. В результате было получено качественное формирование швов. Отметим, что зона стабильности режима качественной аргонодуговой сварки достаточно узка, то есть поддерживать указанные параметры режима необходимо с высокой стабильностью и точностью.

Электронно-лучевая сварка. Для выполнения экспериментов применяли следующее оборудование: вакуумная камера с однокоординатным манипулятором для перемещения электронно-лучевой пушки, вакуумный агрегат для откачки камеры до 10^{-5} торр, источник питания В-250А, электронно-лучевая пушка УЛ-119. Качественные швы удалось получить только при условии наличия сплошных плотно прижатых кромок. С этой целью заготовки сетчатых фильтрующих элементов делали с заранее выполненными сплошными кромками, имеющими расстояние не менее 1 мм до фильтрующих отверстий. В ходе исследований было установлено, что наилучшее формирование швов наблюдается при сварке на следующем режиме: ток пучка I=10 мА, напряжение U=21 кВ, скорость сварки $V_{св}$=10...12 м/ч., расфокусировка пучка в пятно порядке Ø1,5 мм.

Лазерная сварка. Допускает зазоры между свариваемыми кромками в случае ее проведения с подачей присадочного порошкового материала [8]. В качестве такового использовали гранулированные порошки стали 08Х18Н10Т или самофлюсующхся никелевых сплавов с диаметром гранул до 150 мкм (табл. 2, [9]). Проводилась на медной подложке без формообразующие канавки. В экспериментах использовали Nd:YAG-лазер модели DY 044 с мощностью излучения до 4,4 кВт производства фирмы «Rofin-Sinar» (Германия), однокоординатный манипулятор, сварочную головку и дозатор присадочного порошка.

Таблица 2. Самофлюсующиеся материалы, примененные в работе [9]

Марка, ТУ	Химический состав, массовая доля, %							d_r, мкм	Твердость
	Ni	Cr	B	Si	C	Fe	другие		
ПГ-10Н-04 ТУ 1970007-002-76942199-06	основа	-	1.2 1.8	2.3 2.8	до 0.2	-	-	63-100	HRC 15…20
ПГ-НЧ3 ТУ ИЭС 671-88	основа	-	1.0	1.0	≤0,1	-	P,S 0,05 Cu 40,0	+100	HRB 180…220

В ходе выполнения экспериментов установили, что при лазерной сварке также могут возникать непровары и прожоги. Использование подачи присадочного порошка в совокупности с определенными величинами мощности и скорости позволило получить бездефектные сварные соединения (рис. 2). При этом была определена следующая область стабильности технологических режимов: мощность излучения P=0,5...0,6 кВт; скорость сварки $V_{св}$=140...160 м/ч.; величина расфокусировки ΔF=-15...-20 мм; расход присадочного порошка $G_П$=0,2...0,3 г/с. Такой, достаточно широкий, разброс параметров режима свидетельствует о значительной стабильности лазерной сварки и позволяет прогнозировать незначительный процент брака при промышленном применении процесса.

Сравнение рассмотренных трех вариантов сварки конических образцов фильтрующих элементов из стали 08Х18Н10Т (δ=0,5 и 0,6 мм) показывает, что наибольшей производительностью (больше в 10-15 раз скоростью сварки) в совокупности с высокой стабильностью формирования швов отличается лазерная сварка. Именно ее целесообразно выбрать в качестве процесса для дальнейшей разработки промышленной технологии с последующим внедрением.

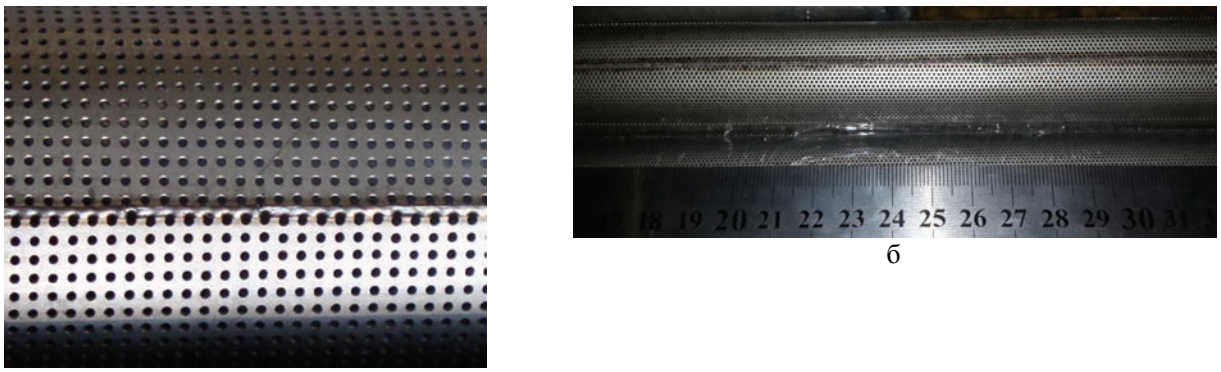
Дальнейшая разработка промышленной технологии лазерной сварки конических фильтрующих элементов для химической промышленности проводилась на опытных образцах, изготовление которых выполнялось в четыре этапа:

- изготовление перфорированного листа из нержавеющей стали 08Х18Н10Т 2000×1000×δ мм (δ=0,5...0,6 мм) с фильтрующими отверстиями Ø0,8...1,0 мм с шагом, близким к их диаметру, методом механической просечки или электроискровой эрозии;

- гильотинная вырубка плоских заготовок фильтрующих элементов из перфорированных листов 2000×1000×δ мм;

- вальцовка плоских заготовок фильтрующих элементов для получения конических трубок размером Ø26×Ø20×328 мм;

- лазерная сварка кромок свальцованных заготовок для получения прямошовных конических трубок с фильтрующими отверстиями.



а б

Рис. 2. Внешний вид шва (а) и образца (б) фильтрующего элемента из нержавеющей стали 08Х18Н10Т (δ=0,5 мм), полученного лазерной сваркой с порошковой присадкой ПГ-10Н-04

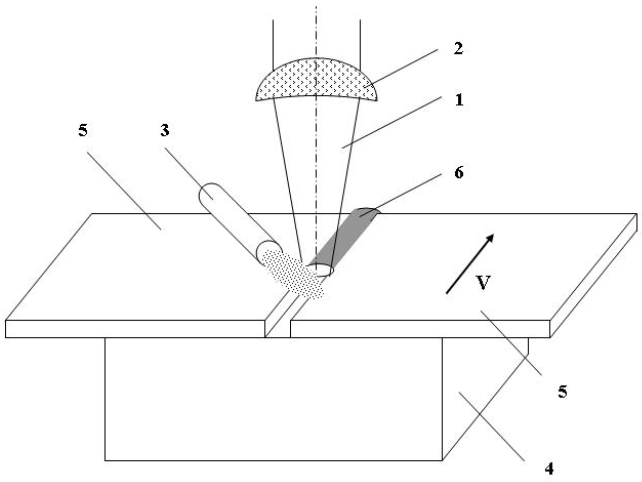


Рис. 3. Технологическая схема процесса лазерной сварки кромок опытных образцов конических фильтрующих элементов с неплотно прилегающими кромками: 1 – лазерное излучение; 2 – фокусирующая линза; 3 – подача присадочного порошка; 4 – подложка; 5 – свариваемые кромки; 6 – сварной шов; V – скорость сварки (стрелкой указано направление движения свариваемого образца)

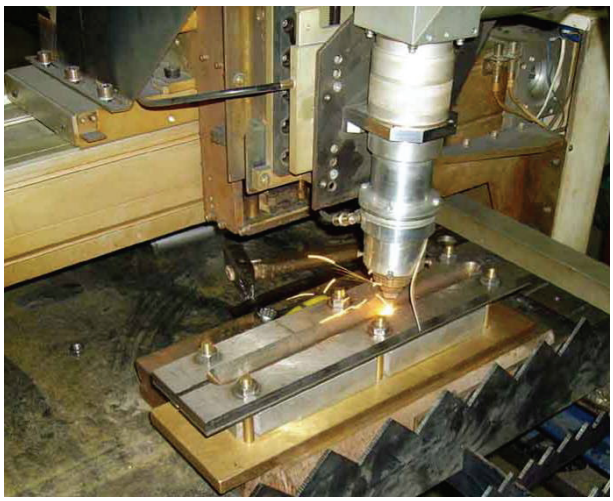


Рис. 4. Процесс лазерной сварки стыкового соединения конического фильтрующего элемента из стали 08Х18Н10Т на разработанном технологическом оборудовании

При вырубке плоских заготовок фильтрующих элементов из перфорированного листа рассекаются фильтрующие отверстия. При стыковке таких кромок возникает проблема в их плотной, без зазора, стыковке для дальнейшей сварки. Из литературы [7] известно, что при лазерной сварке зазор между кромками не должен превышать 10 % от их толщины. Для решения этой проблемы, согласно рекомендациям работы [8], использовали технологическую схему, показанную на рис. 3. Согласно этой схеме свариваемые кромки 5 сводятся с зазором, близким по размеру к их толщине, и плотно прижимаются к медной технологической подкладке 4. В процессе сварки зазор заполняется присадочным порошковым материалом 3 и расплавляется расфокусированным лазерным излучением 1. Для реализации предложенной схемы разработали и изготовили следующую технологическую оснастку: струбцину для зажима конических трубчатых образцов; медную подложку, вставляемую в образец; сварочную головку с фокусирующей системой и дозатором для подачи присадочных материала в виде порошка с фракцией 20...150 мкм. Полученный в результате опытно-промышленный сварочный стенд показан на рис. 4. При

помощи данного стенда были сварены как отдельные образцы для проведения механических и коррозионных испытаний, так и опытно-промышленная партия фильтрующих элементов для проведения эксплуатационных испытаний.

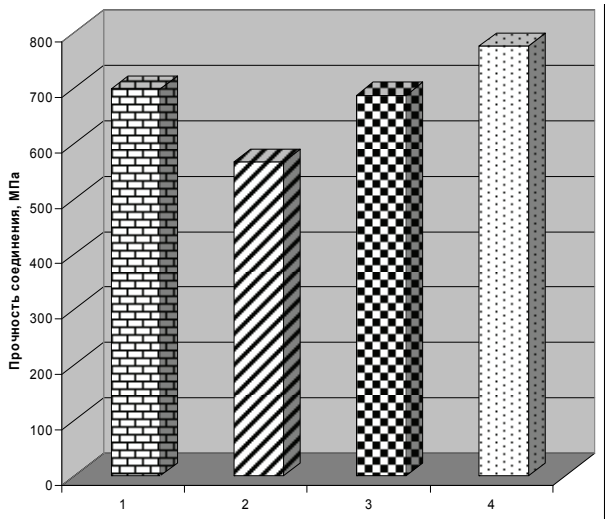


Рис. 5. Сравнение прочности соединений стали 08Х18Н10Т (δ=0,5 мм), полученных лазерной сваркой с присадочным порошком того же материала, с прочностью основного металла: 1 – непрерывное излучение; 2 – импульсное излучение f=200 Гц; 3 – импульсное излучение f=12 Гц; 4 – основной металл

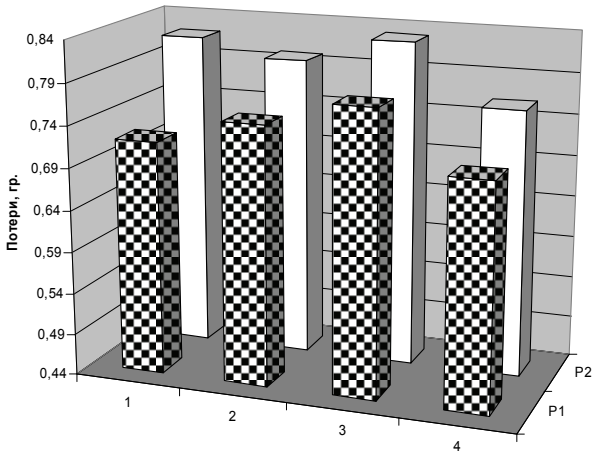


Рис. 6. Величины потерь массы (в гр.) образцов сварных соединений стали 08Х18Н10Т при их травлении в смеси кислот $1HNO_3$+2HCl: 1 – сварка непрерывным излучением; 2 – частота 200 Гц; 3 – частота 12 Гц; 4 - основной металл; Р1 – сталь 08Х18Н10Т δ=0,6 мм; Р2 – сталь 08Х18Н10Т δ=0,5 мм

Для определения механических свойств полученных соединений был сварен ряд образцов на выбранных технологических режимах как с использованием непрерывного, так и импульсного лазерного излучения. Из полученных образцов были вырезаны образцы Ми-28 ГОСТ 6996-66 тип XXIV для испытаний на разрыв (на каждое значение – по 3 образца). Испытания проводили с помощью разрывной машины MTS 318.25 при температуре 20…25°С со скоростью нагружения 4 мм/мин. По полученным результатам были установлены средние значения предела прочности $\sigma_в$ [МПа] для использования непрерывного лазерного излучения, а также импульсного излучения низкой (12 Гц) и сравнительно высокой (200 Гц) частоты. Погонные энергии сварки во всех случаях были одинаковы. Результаты испытаний показаны на диаграмме рис. 5. Как видно из данной диаграммы, лазерная сварка неплотно прилегающих кромок с порошковым присадочным материалом как в случае использования как непрерывного, так и импульсного с низкой частотой излучения обеспечивает прочность на уровне 90 % прочности основного металла. Это можно объяснить использованием расфокусированного излучения, влияние которого на измельчение зерен шва, а, следовательно, и на повышение прочности соединений, не столь четко выражено, как влияние сфокусированного. Тем не менее, полученный показатель является приемлемым для решаемой задачи.

Определение коррозионной стойкости стыковых соединений стали 08Х18Н10Т (δ=0,5 и 0,6 мм) выполняли по весовой методике. Согласно этой методике из сваренных образцов вырезали темплеты, близкие по ширине к ширине швов с ЗТВ. Длина темплетов составляла 5...10 мм. Также вырезали темплеты близких размеров из основного металла (так называемые контрольные образцы). Готовые темплеты взвешивали на аналитических весах с точностью до 0,001 грамма, после чего погружали в смесь кислот $1HNO_3$+2HCl. Через определенный срок (как правило, 1-2 часа) образцы доставали, тщательно промывали, высушивали и взвешивали еще раз. По разнице между потерей веса контрольным образцом из основного металла и потерей веса сваренным образцом определяли коррозионную стойкость последнего. В каждом случае выполняли по 3 образца, а полученные данные усредняли. Сварку проводили как непрерывным, так и импульсным (с частотами 12 и 200 Гц) излучением с присадочным порошком из стали 08Х18Н10Т грануляцией 20…150 мкм. По результатам построены диаграммы, показанные на рис.6. Как видно из этих диаграмм, во всех случаях коррозионная стойкость сварных соединений является

удовлетворительной и составляет от 90 до 98 % относительно стойкости основного металла. Наличие или отсутствие импульсной модуляции излучения на изменение коррозионной стойкости сказывается слабо.

С использованием разработанной промышленной технологии лазерной сварки тонкостенных изделий с неплотно прилегающими кромками сварили опытно-промышленную партию конических фильтрующих элементов в количестве 250 штук. Партия была передана на профильное предприятие («Черновицкий химзавод», г. Черновцы) с целью проведения эксплуатационных испытаний. Такие испытания проводились в период весна-лето 2015 года. По результатам установлено следующее: бракованные изделия в партии отсутствовали; все изделия соответствовали конструктивным размерам и техническим требованиям; все изделия выдержали эксплуатационные нагрузки; по прогнозным данным долговечность исследуемой партии изделий является нормативной.

Проведенная работа позволяет сделать следующие выводы:

1. Разработана промышленная технология лазерной сварки стыковыми швами трубчатых конических фильтрующих элементов для химической промышленности, которая повышает надежность конструкции (по сравнению с пайкой), устраняет опасность образования хрупких структур в швах и ЗТВ, позволяет избежать необходимости в использовании дорогостоящих припоев, минимизирует геометрические размеры сварных соединений, а также приближает антикоррозионные и механические характеристики получаемых соединений к уровню основного металла.

2. Проведено сравнение аргонодуговой, электронно-лучевой и лазерной сварки заготовок фильтрующих элементов из аустенитной нержавеющей стали. Установлены характерные дефекты для всех рассмотренных способов сварки (прожоги и непровары) и способы их устранения. Наибольшей производительностью (больше в 10-15 раз скоростью сварки) в совокупности с высокой стабильностью формирования швов отличается лазерная сварка, что делает целесообразным ее использование в качестве промышленного технологического процесса.

3. При помощи разработанной технологической оснастки проведены эксперименты по лазерной сварке с порошковыми присадочными материалами, в ходе которых определен диапазон оптимальных, с позиций формообразования шва, технологических режимов: мощность излучения Nd:YAG-лазера 0,5...0,6 кВт; скорость сварки 140...160 м/ч.; заглубление фокуса 15...20 мм; расход присадочного порошка 0,2...0,3 г/с. В данном диапазоне режимов формирование бездефектных швов является стабильным, что обеспечивает незначительный процент брака при промышленном применении процесса.

4. Лазерная сварка неплотно прилегающих кромок с порошковым присадочным материалом, соответствующим основному металлу, как в случае использования непрерывного, так и импульсного излучения обеспечивает прочность на уровне 90 % прочности основного металла и коррозионную стойкость сварных соединений от 90 до 98 % относительно стойкости основного металла. Такие показатели являются приемлемыми для решаемой задачи.

1. *Лашко Н.Ф.* Пайка металлов / Н. Ф. Лашко, С. В. Лашко. – Машиностроение, 1977. – 328 с.
2. *Медовар Б.И.* Сварка аустенитных хромоникелевых сталей. Киев: Наукова думка, 1966 – 221 с.
3. *Технология* электрической сварки металлов и сплавов плавлением. Под ред. акад. Б.Е. Патона. – М., «Машиностроение», 1974. – 768 с.
4. *Марочник* сталей и сплавов / Под общ. Ред. А.С. Зубченко. М.: Машиностроение 2003 г. – 784 с.
5. *Корчагин П.В.* Аргонодуговая сварка деталей с большой разницей толщин из стали типа 18-8 / Павел Валентинович Корчагин // Диссертация …к.т.н.; 05.03.06 – технологи и машины сварочного производства. – Тольятти, 2006. – 147 с.
6. *Электронно-лучевая* сварка / Назаренко О.К., Кайдалов А.А., Ковбасенко С.Н. и др.; Под ред. Б.Е. Патона. – Киев : Наук. думка, 1987. – 256 с.
7. *Лазерная* техника и технология. В 7 кн. Кн. 5. Лазерная сварка металлов: Учеб. пособие / А. Г. Григорьянц, И.Н. Шиганов; Под ред. А.Г. Григорьянца. - М.: Высш. шк. 1988. – 207с.
8. *Хаскин В.Ю.* Сварка тонкостенных стальных изделий с неплотно прилегающими кромками, выполняемая методом лазерной наплавки / В.Ю. Хаскин, А.В. Бернацкий // Сварщик, 4 (62), 2008. – С. 14-15.
9. *Газотермические* покрытия из порошковых материалов. Справочник / Борисов Ю.С., Харламов Ю.А., Сидоренко С.Л., Ардатовская Е.Н. // Киев: Наукова думка. - 1987. – 544 с.

Р О З Д І Л 8

Розробка технологій ремонту та відновлення елементів конструкцій об'єктів підвищеної небезпеки з метою подовження терміну їх експлуатації

Керівник розділу – академік НАН України К.А. Ющенко

ПРОЕКТ 8.1

Розробка матеріалів і технології електроерозійного відновлення і зміцнення зношених деталей металургійного і шахтного обладнання для подовження ресурсу його роботи і підвищення надійності

УДК 621.9.048.669.268

МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ ЕЛЕКТРОЕРОЗІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ І ВІДНОВЛЕННЯ ЗНОШЕНИХ ДЕТАЛЕЙ ПРОМИСЛОВОГО ОБЛАДНАННЯ

О.В. ПАУСТОВСЬКИЙ, Ю.Г. ТКАЧЕНКО,
Р.А. АЛФІНЦЕВА, Д.З. ЮРЧЕНКО, кандидати технічних наук, **В.Г. ХРИСТОВ**, інж.
(Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України)

Розроблено технології одержання електродних матеріалів із сплавів «колмоной-WC» і твердих сплавів з використанням TiC, WC, Mo_2C, TiN, Co, Cr, Ni, Al. Досліджено їх фазовий склад і структура, кінетика масопереносу, твердість і зносостійкість електроіскрових покриттів із розроблених сплавів. Методи дослідження - металографія і електронна мікроскопія, рентгенофазовий та дюрометричний аналізи. Показано, що в сплавах «колмоной», «колмоной-10 % WC» і «колмоной-25 % WC» спостерігається структура евтектичного характеру. При збільшенні вмісту WC в сплавах виявлено структуру конгломерату фаз твердого розчину на основі нікелю і карбоборосиліциду вольфраму. При енергії імпульсу 7,5 Дж товщина сформованих покриттів становила 3-5 мм. Інсивність зношування покриттів зменшується зі збільшенням вмісту WC в покриттях від 64,5 мкм / км для «колмоноя» до 18,5 мкм/км для сплаву з 70 % WC. Зносостійкість сталі в цих умовах дорівнює 160 мкм /км. Встановлено, що структура і склад розроблених електродних матеріалів з твердих сплавів на основі карбідів TiC і WC дозволяють отримати електроіскрові покриття товщиною до 100 мкм, твердістю до 14 ГПа. Маса перенесеного на підкладку матеріалу в три рази більше, ніж при використанні стандартного сплаву на основі карбіду титану ТН-20. Розроблені електродні матеріали застосовані в промислових умовах для зміцнення і відновлення зношених деталей з конструкційних сталей електроіскровим методом.

Ключові слова: *електроіскрове зміцнення, електродні матеріали, відновлення деталей, ерозійні властивості, властивості покриттів, зносостійкість, жаростійкість*

Одержання електроіскровим методом товстих покриттів для відновлення зношених поверхонь має ряд особливостей, що вимагають розробки електродних матеріалів, здатних еродувати переважно в рідкій фазі. Основою цих композицій повинні бути метали, продукти ерозії яких добре адгезують до матеріалу основи. Реалізація цих принципів при створенні електродних матеріалів дозволить суттєво підвищити ефективність нанесення покриттів на металеві поверхні.

Евтектичні сплави на основі нікелю та заліза, що містять легуючи домішки бору, кремнію, хрому, використовуються при одержанні газотермічних покриттів (плазмові, детонаційні) [1]. Застосування таких сплавів для електроіскрового легування потребує досліджень структури та властивостей одержаних покриттів, розробки технології одержання компактних електродів та розробки технології електроіскрового легування.

Для одержання зносостійких (товщиною 0,5-2 мм) електроіскрових покриттів були досліджені матеріали для електродів зі сплаву з евтектичною структурою системи Ni-Ni_3B, легованого домішками кремнію та міді з добавками WC. Попередні дослідження [2] показали доцільність роботи в цьому напрямку. В даній роботі виконані дослідження і розроблені технології одержання евтектичного сплаву Ni-Ni_3B, що входить до класу «колмоной», розроблені технології одержання порошкових сумішей систем WC-»колмоной» з різним співвідношенням компонентів. Розроблено також технологію та встановлено оптимальні режими пресування та послідуючого спікання порошкових сумішей з метою одержання електродів, в яких пористість не перевищувала 10 % .

З метою одержання покриттів високої твердості та товщиною 40-80 мкм найбільш ефективний напрямок сучасних досліджень полягає в розробці електродних матеріалів, що містять в основі тугоплавкі сполуки з металічною зв’язкою. Вдосконалення таких матеріалів можливе за рахунок оптимізації складу і

© О.В. ПАУСТОВСЬКИЙ, Ю.Г. ТКАЧЕНКО, Р.А. АЛФІНЦЕВА, Д.З. ЮРЧЕНКО, В.Г. ХРИСТОВ, 2015

структури металевої зв'язки і технології виготовлення електродів. Доцільним являється проведення роботи по створенню електродних матеріалів з використанням TiC, WC, Mo_2C, TiN, Co, Cr, Ni, Al.

Сплави системи «колмоной-WC». Електродні матеріали колмоной – WC були виготовлені методами порошкової металургії: розмел, змішування, введення пластифікатора, пресування та спікання. Для розробки електродного матеріалу був використаний порошок сплаву на основі нікелю, що належить до групи сплавів «колмоной», отриманий методом розпилення. Цей сплав знаходиться в області потрійної евтектики з основною фазою твердого розчину на основі нікелю, температура плавлення якої ~ 860°С, що забезпечує при електроіскровому легувані високий масоперенос і товщину покриття, достатню для відновлення зношених деталей. В якості добавки була використана мідь. Як розкислювач використовували кремній, найбільш ефективну легуючу добавку, яка значно збільшує жаростійкість. Твердість сплаву залежала від кількості введеного карбіду вольфраму.

Порошок карбіду вольфраму розмелювали в кульовому млині в середовищі спирту-ректифікату при масовому співвідношенні «порошок **:** твердосплавні кульки **:** спирт» – 2 **:** 6 **:** 1. Час розмелу – 72 години. Розмір часток порошку основної фракції склав до 1 мкм.

Суміш «колмоной – карбід вольфраму» одержували шляхом розмелу-змішування протягом 4 годин при масовому співвідношенні «порошок **:** твердосплавні кульки**:** спирт»– 2 **:** 8 **:** 1. Розмелену суміш сушили в сушильній шафі та змішували з 5- % розчином синтетичного каучуку в бензині. Отримані суміші сушили у витяжній шафі і протирали на ситі 045. Були одержані порошкові суміші «колмоной» – (10, 20, 25, 30, 40, 50, 70) мас. % WC. Заготовки розміром 4×4×70 мм пресували на гідравлічному пресі під тиском 300 МПа. Пористість заготовок складала 40-42 % . Пресовки сушили в сушильній шафі при температурі 150 °С протягом 12 годин.

Спікання електродів проводили в 2 етапи. Попереднє спікання – в муфельній печі в середовищі водню при температурі 800°С протягом 2 годин. Швидкість підвищення температури 0,06 град/с. Зразки розміщувались в засипці з прокаленого глинозему з 2- % добавкою графітової крупки. Остаточне спікання проводилось в вакуумній печі при вакуумі $6{,}67 \cdot 10^{-3}$ Па при температурі 960-980°С протягом 2 годин. При такій температурі спікання зразки мають пористість до 10 % , яка є оптимальною. При більшій пористості, яка отримується при меншій температурі спікання, електрод в процесі нанесення покриття нагрівається до 800-1000°С внаслідок зменшення його теплопровідності і відбувається значне окислення матеріалу покриття.

Мікроструктура сплаву «колмоной» – структура доевтектичного сплаву відповідно діаграми фазових рівноваг Ni-Ni_3B. Первинна фаза – твердий розчин бору, міді і кремнію на основі нікелю з мікротвердістю 2,3 ГПа, вторинна фаза – евтектика, що складається з твердого розчину на основі нікелю та боросиліцидної фази на основі нікелю, з мікротвердістю 7-8 ГПа. Рентгенофазовий аналіз литого нікелю та сплаву «колмоной» свідчить, що при легуванні нікеля кремнієм та міддю утворюється тверді розчини заміщення, а легування бором приводить до утворення твердого розчину втілення, в результаті чого параметр гратки твердого розчину на основі нікелю збільшується від 0,3520 нм для нікелю до 0,3588 нм для сплаву «колмоной» (атомні радіуси – a_{Ni} = 0,124 нм, a_{Si} = 0,134 нм, a_{Cu} = 0,128 нм [3]). Розрахунок параметрів кристалічної гратки для WC показав, що в даному випадку елементи бор та кремній розчиняються в карбіді вольфраму, утворюючи тверді розчини заміщення. Мідь розчиняється в нікелі. Мікроструктура сплавів, що містять 25, 50, 60, 70, 80 % WC являє собою конгломерат дрібнозернистих фаз твердого розчину на основі нікелю та тугоплавких карбо-боросиліцидних сполучень. Одержані мікроструктури мають типові ознаки структур твердих сплавів WC-Co (суміш голкоподібних фаз карбіду вольфраму та твердого розчину на основі металу).

Електроіскрову обробку поверхні сталі 45 розробленими сплавами «колмоной-WC» виконували на установці «ЭЛИТРОН-52» на нульовому режимі при напрузі 100 В, енергії імпульсу – $E_{імп.}$=7,5 Дж. Масоперенесення з аноду на катод виміряли шляхом зважування зразків на аналітичних вагах з точністю 0,05-0,1 г. Товщину покриття та його твердість вимірювали на приладі ПМТ-3. Значення масопереносу для електродів з різним вмістом WC (від 10 до 70 мас. %) змінювалось відповідно від 2,3 до 0,49 г/см^2 з максімумом 2,7 при вмісті 25мас. % WC. Проведені дослідження залежності твердості одержаних покриттів від вмісту WC в електродах показали значне підвищення твердості – від 3 до 8,7 ГПа. Для відновлення гартованих сталевих деталей оптимальними виявились електроди, що містять 50-60 % WC.

При використанні сплаву з 50 % WC твердість покриття близько 5 ГПа, однак, його перенесення на підкладку на 25 % нижче, ніж для сплаву «колмоной». В разі використання сплаву з 60 % WC твердість покриття 7 ГПа. Його масоперекніс в 1,5 рази нижче ніж в разі сплаву «колмоной». Однак цього достатньо для одержання покриттів товщиною до 2 мм. Сплав з 70 % WC дає можливість одержувати покриття з твердістю 8,7 ГПа, але його перенесення в 5 разів менше ніж сплаву «колмоной».

Проведені дослідження показали, що змінюючи співвідношення компонентів в сплаві «колмоной-WC», можливо одержувати відповідно з потребами різні значення товщини покриття (табл. 1) та його твердості. Розроблені сплави рекомендовані для відновлення різного ступеня зношених деталей з конструкційних сталей.

Таблиця 1. Значення товщини покриттів на сталі 45 з електродних матеріалів «колмоной-WC»

Електродний матеріал	Товщина покриття, мм
«колмоной»	4,2-4,8
«колмоной» + 25 % WC	4,0-4,5
«колмоной» + 50 % WC	3,2-3,8

Треба відзначити, що поверхня покриттів, одержаних на установці «ЭЛИТРОН-52» при потужній енргії імпульсу, являється «бугристою» і потребує подальшої механічної обробки.

Дослідження кінетики масопереносу сплавів «колмоной-WC» на сталь 45 проводили також на установці ЭФИ-46А на III режимі: частота коливань 100 Гц, струм короткого замикання $I_{к.з.}$=4А, робочий струм $I_{р.}$=1,5А, енергія одного розряду Е=0,28 Дж, (що в 27 разів менше енергії на установці «ЭЛИТРОН-52») час обробки 10 хв/см^2. Кінетика ЕІЛ в цьому випадку визначалась слідуючими параметрами: питома ерозія аноду Δ_a, питома маса збільшення катоду Δ_k (підкладка – сталь 45), визначені за кожну хвилину обробки 1 см^2 підкладки, коефіцієнт масопереносу $K'=\Delta_k/\Delta_a$ за кожну хвилину легування та середньоарифметичний за 10 хвилин легування.

На рис. 1 приведені залежності приросту маси катоду Δ_k, при електроерозійній обробці поверхні сталі 45 сплавами системи «колмоной»-WC, «колмоной» та стандартним сплавом ВК20.

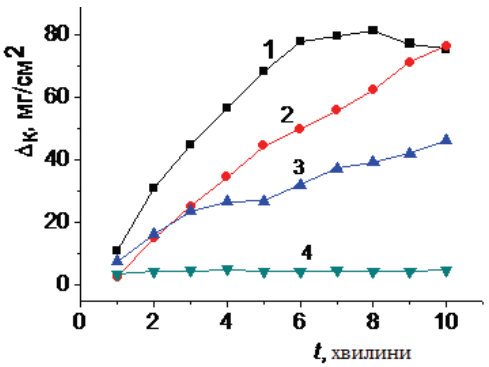


Рис. 1. Кінетичні залежності приросту маси катоду Δ_a при електроерозійній обробці сталі 45 сплавами системи «колмоной-WC» і сплавом ВК20: 1- колмоной-25 % WC; 2- колмоной; 3- колмоной-70 % WC; 4-ВК20

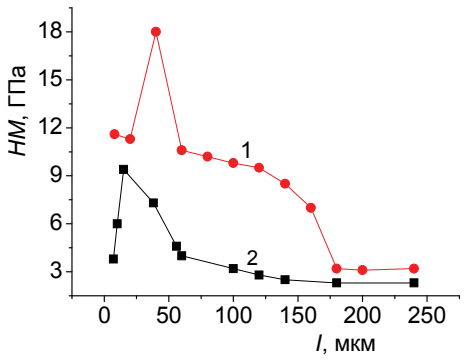


Рис. 2. Залежність мікротвердості покриттів від відстані до поверхні 1 – «колмоной»-70 % WC; 2 – «колмоной»-10 % WC

Мікротвердість покриттів, одержанних на установці ЭФИ-46А, представлена на рис. 2 Порівняння значень мікротвердості покриття з 10 % WC з покриттям, що містить 70 % WC, показало, що мікротвердість останнього, в залежності від відстані до поверхні, в 5 разів перевищує мікротвердість покриття «колмоной»-10 % WC.

Дослідження на тертя та зношування ЕІ-покриттів на сталі 45 в умовах сухого тертя ковзання на повітрі при кімнатній температурі по схемі вал-площина проводили на машині тертя при швидкості ковзання 10 м/с та навантаженні 10 кг [4]. Покриття на торцевій поверхні обробляли до чистоти R_a = 0,2 мкм.

Досліджували коефіцієнт тертя (f) та інтенсивність зношування (І) мкм/км. Для порівняння було випробувано зносостійкість сталі 45 без покриття. Результати випробувань приведені в табл. 2.

Результати проведених досліджень показали, що зносостійкість покриттів збільшується зі збільшенням вмісту WC. Зносостійкість покриття при застосуванні електроду з 70 % WC майже в 9 разів більша зносостійкісті сталі.

Таблиця 2. Інтенсивність зношування покриттів системи «колмоной»-WC на сталі 45 (P = 10 кг, V = 10 м/с)

Матеріал аноду	I, мкм/км	f
«колмоной»	64,5	0,29
«колмоной» + 10 % WC	60,8	0,28
«колмоной» + 25 % WC	58,6	0,30
«колмоной» + 38 % WC	37,5	0,37
«колмоной» +60 % WC	37,0	0,38
«колмоной» + 70 % WC	18,5	0,30
Сталь 45	160	0,40

Проведені дослідження властивостей електроіскрових покриттів (значення масопереносу, товщини, твердості і зносостійкості покриттів) дали можливість визначити оптимальний вміст легуючих елементів: міді – 4-5 % , бору – 0,5-0,7 % , кремнію – 3,2 % , що забезпечує утворення потрійної евтектики Ni-Ni_3B-Si-Cu, невисока температура плавлення якої дозволяє одержувати високі значення масопереносу електродного матеріалу на поверхню деталі. Вмістом WC регулюється твердість покриття.

Електродні матеріали на основі карбіду титану. Об'єктами дослідження обрано сплави на основі карбідів титану з добавками тугоплавких сполук (Mo_2C, TiN), а також металів Co, Cr, Al і Ni. При виготовленні зразків використовували порошки тугоплавких сполук Донецького заводу хімреактивів, а також технічні порошки нікелю, кобальту і хрому.

Зразки сплавів виготовляли шляхом розмелу вихідних компонентів в заданому співвідношенні в планетарному млині з наступним гарячим пресуванням. Розмел порошкових сумішей TiC–Mo_2C–Co–Cr, TiC–Mo_2C–TlN–Co–Cr та TiC–Co–Ni–C проводили в середовищі ацетону при співвідношенні «порошок : сталеві кульки» = 1: 5 на протязі 30 хв.

Розмір частинок основної фракції одержаних сумішей складав менше 1 мкм. Гаряче пресування зразків діаметром 8 мм і висотою 5-6 мм в графітових пресформах проводили на гідравлічному пресі при температурах 1420-1500 ^oC, тиску 30 МПа і тривалості спікання 5-20 хв. Відносна густина гарячепресованих зразків складала 0,96-0,98.

Розроблені карбідотитанові сплави були використані в якості електродних матеріалів для нанесення захисних покриттів на сталеву підкладку із сталі 45. Електроіскрову обробку сталевих поверхонь проводили на установці ЭЛИТРОН–22А при I_p = 0,8; 1,3; 1,8 і 2,3 А. Питомий час легування складав 5 хв./$см^2$. В процесі дослідження визначали масу еродованого матеріалу анода Δ_a, мг і приріст маси катоду $\Delta_к$, мг/$см^2$.

Дослідження фазового складу гарячепресованих зразків карбідотитанових сплавів і структури захисних електроіскрових покриттів із них на сталевій підкладці проводили на установці ДРОН–3М в CuK_α-випроміненні. Електронномікроскопічні дослідження субструктури і зламів гарячепресованих зразків на основі карбіду титану, а також сформованих електроіскрових шарів на сталевій підкладці (по глибині) здійснювали на установці ПЕМУ SelMI. Густину одержаних зразків визначали методом гідростатичного зважування на аналітичних вагах марки АДВ–200, мікротвердість НМ – на мікротвердомірі ПМТ–3 при навантаженні на індентор 1,0 Н.

Проведено рентгенофазовий аналіз електродних матеріалів таких складів (мас. %):

TiC-12Co-3Ni-0,5C, TiC-5Mo_2C-12Co-5Cr та TiC-5Mo_2C-10TiN-12Co-5Cr, а також покриттів, нанесених на підкладку із сталі 45 з використанням вказаних електродних сплавів (табл. 3).

Таблиця 3. Фазовий склад і мікротвердість електродних матеріалів на основі карбіду титану

Склад сплаву, мас. %	НМ, ГПа	Фазовий склад сплавів
TiC–5Mo_2C–10Co–5Cr (1)	27,0	TiC_{1-x}, Cr_3C_2, Mo_2C, $CoTi_2$, Ti_xO_{2x-1}
TiC–5Mo_2C–10TiN–12Co–5Cr(2)	25,6	TiCN, Cr_2Ti, Co_3Ti, Ti_xO_{2x-1}
TiC–12Co–3Ni–0,5 C (3)	24,5	TiC_{1-x}, β-Co, Ti_xO_{2x-1}

Відповідно до рентгенівських даних сталева підкладка являє собою α-Fe з дуже незначною кількістю оксиду заліза Fe_2O_3. Основною фазою електродного сплаву TiC-Co-Ni-C є карбід титану

нестихіометричного складу в області гомогенності TiC_{1-x}. Крім того виявлено β-Co і присутні на дифрактограмі лінії дуже слабкої інтенсивності, які ідентифіковано як оксид титану Ti_xO_{2x-1}. В електроді TiC-Mo_2C-Co-Cr аналогічно електроду TiC-Co-Ni-C основною фазою є карбід титану нестихіометричного складу в області гомогенності TiC_{1-x}. В меншій мірі виявлено карбід хрому Cr_3C_2. Також відповідно до дифрактограми в електродному матеріалі присутні сліди Co(Ti), карбіду молібдену Mo_2C, інтерметаліду $CoTi_2$ та оксиду титану Ti_xO_{2x-1}. В сплаві TiC–Mo_2C–TiN–Co–Cr основною фазою є карбонітрид титану TiCN. На дифрактограмі присутні також слабкі лінії, які ідентифіковано як інтерметаліди Cr_2Ti, Co_3Ti, а також дуже слабкі лінії оксиду титану Ti_xO_{2x-}

Розроблені сплави мають схожу структуру і відрізняються тільки дисперсністю. Коли в сплаві TiC–Mo_2C–Co–Cr розмір зерен карбіду титану досягає 10 мкм, то в сплаві TiC–Mo_2C–TiN–Co–Cr він не перевищує 5 мкм. В цих сплавах за даними локального рентгеноспектрального аналізу спостерігаються зернограничні прошарки, які містять Co і Cr.

В сплаві TiC–Co–Ni–C зерна карбіду титану розміром від 2 до 10 мкм розподілені прошарком зернограничної фази товщиною до 1 мкм. Зернограничная фаза за даними локального рентгеноспектрального аналізу містить Co и Ni. В зразку спостерігаються пори (в основному по границях зерен) до 10 мкм.

На рис. 3 показана кінетика приросту маси катоду з сталі 45 при електроіскровому легуванні електродами з карбідотитанових твердих сплавів, а також стандартного сплаву ТН-20 (TiC–15 % Ni–6 % Mo).

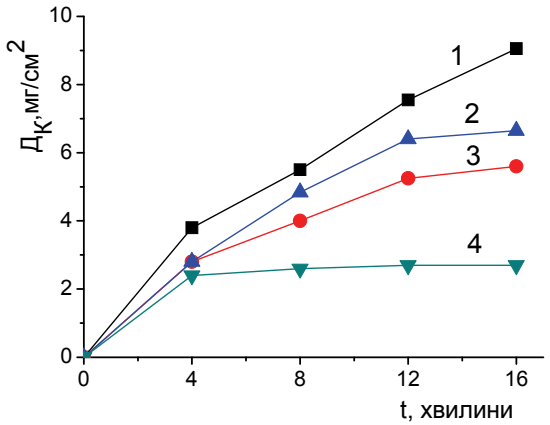


Рис. 3. Кінетика приросту маси катоду з сталі 45 при електроіскровому легуванні сплавами на основі карбіду титану: TiC-Mo_2C-Co-Cr (1), TiC-Mo_2C-TiN-Co-Cr (2), TiC-Co-Ni-C (3) і ТН-20 (4)

Із наведених даних видно, що максимальний ефект при формуванні захисного покриття на сталевій підкладці спостерігається при використанні сплаву на основі карбіду титану, який містить карбід молібдену, кобальт і хром. При цьому маса перенесеного електродного сплаву на стальну підкладку більш чим у 3 рази вища в порівнянні з стандартним твердим сплавом ТН-20.

Як свідчать результати рентгенофазового аналізу сформованих покриттів (табл. 3), в покриттях, одержаних при електроіскровому легуванні з I_p= 0,8 та 1,3 А і використанням електроду TiC– Co– Ni–C, основною фазою є карбід титану нестихіометричного складу в області гомогенності TiC_{1-x} з міжплощинною відстанню, яка дещо зменшена в порівнянні з такою ж у електродному матеріалі. В покритті також присутні твердий розчин титану в кобальті Co (Ti), оксид титану Ti_xO_{2x-1}. Крім того в покритті проявляються складові підкладки Fe і оксид заліза Fe_2O_3, а також спостерігаються слабкі лінії, які можуть вказувати на наявність в покритті слідів оксиду кобальту CoO і інтерметаліду $CoTi_2$.

Таблиця 4. Фазовий склад покриттів на сталевій підкладці із сплавів на основі карбіду титану

Склад електродного матеріалу, мас. %	Фазовый склад покриттів на підкладці із сталі 45
TiC–5Mo_2C–10Co–5Cr (1)	TiC_{1-x}, Cr_7C_3, Ti_xO_{2x-1}, Co(Ti), Cr_2Ti
TiC–5Mo_2C–10TiN–12Co–5Cr(2)	TiCN, Ti_xO_{2x-1}, Co(Ti), Co_3Ti, FeTi
TiC – 12Co – 3Ni – 0,5C (3)	TiC_{1-x}, Co(Ti), Ti_xO_{2x-1}, Fe_2O_3, CoO, $CoTi_2$

Проведені електронномікроскопічні дослідження морфології поверхні електроіскрових покриттів із сплавів на основі TiC показали, що для всіх трьох покриттів характерна наявність на поверхні двох видів морфологій: перша – оплавлена поверхня, друга представлена накопиченням округлих частинок розмірами від долей мікрона до 10 мкм. В покриттях, сформованих із перших двох сплавів спостерігаються

накопичення дрібних округлих частинок, у випадку використання сплаву № 3 округлі частинки достатньо рівномірно розподілені по поверхні. На відносно гладких оплавлених ділянках спостерігаються тріщини. Дослідження складу методом локального рентгеноспектрального аналізу не показало відміну в складі оплавлених ділянок і ділянок, покритих накопиченнями частинок.

Аналіз поперечних перерізів електроіскрових покриттів із сплавів на основі карбіду титану на підкладці з сталі 45 показав, що товщина сформованих покриттів складає 50-100 мкм.

На цих же зразках було вивчено розподіл мікротвердості по глибині покриттів. На рис. 4 приведено розподіл мікротвердості в покритті з розроблених карбідотитанових електродних сплавів.

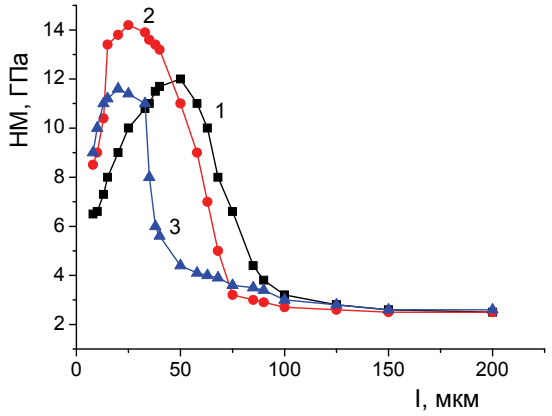


Рис. 4. Розподіл мікротвердості по глибині покриттів, одержаних при легуванні підкладки з сталі 45 карбідотитановими твердими сплавами: TiC-Mo_2C-Co-Cr (1), TiC-Mo_2C-TiN-Co-Cr (2), TiC-Co-Ni-C (3)

Із наведених на рис. 4 даних видно деяку аномалію в зміні мікротвердості по глибині покриття, а саме – на відстані від поверхні покриття 10–15 мкм мікротвердість складає 7-9 ГПа з наступним її підвищенням, по мірі віддалення від поверхні, до значень 12-14 ГПа. Пояснення цьому слід шукати в зміні вмісту елементів по товщині покриттів, наприклад кисню в приповерхневому шарі. Так, чим менше вміст кисню, тим менше наявність твердих фаз, які містять кисень (табл. 4) в процесі формування електроіскрових покриттів.

Покриття з твердих сплавів на основі карбіду титану були випробувані в умовах тертя об абразивну шкірку з карбіду кремнію зернистістю Р1200. Інтенсивність зношування при абразивному терті покриття з сплаву TiC-Mo_2C-Co-Cr на шляху тертя до 15 метрів в 2 рази менша в порівнянні зі сталлю 45.

Зносостійкість, визначена при терті по абразивній шкурці, є фундаментальною характеристикою міцнісних властивостей поверхневого шару зразка. Відносна зносостійкість дає в безрозмірних одиницях кількісну оцінку опору матеріалу руйнуванню. Отримані дані в поєднанні з даними про твердість покриттів в перетині підтверджують ефективність електроіскрового зміцнення сталевих поверхонь розробленими матеріалами.

Проведено оцінку тріботехнічних властивостей зразків із сталі 45 з електроіскровими покриттями, нанесеними на установці ЭЛИТРОН–22А при робочому струмі 1,3 А з використанням електродів із розроблених сплавів на основі карбіду титану і стандартного сплаву ТН–20.

Випробування на тертя і знос проведені за схемою вал-площина на машині тертя [4] при швидкостях ковзання (V) 0,5, 1, 2 і 3 м/с і навантаженні 1 МПа. В якості контртіла використовували кільце (вал) діаметром 40 мм із загартованої сталі 45 (HRA 42-48) з шорсткістю робочої поверхні Ra=0,2 мкм. Випробування проводили на повітрі без мастила. Шлях тертя становив 3 км. Температуру в зоні контакту вимірювали на відстані 0,3 мм від поверхні тертя. Інтенсивність зношування мг/км визначали шляхом зважування зразка з покриттям до і після випробувань.

На рис. 5 показано залежність інтенсивності зношування електроіскрових покриттів із розроблених електродних матеріалів на сталевій підкладці при різних швидкостях ковзання.

Температура в зоні контакту змінювалась в залежності від швидкості ковзання в діапазоні 92–275 ^oC. Зростання температури в зоні контакту по мірі підвищення швидкості ковзання призводить у всіх пар тертя до зростання інтенсивності зношування і зниженню коефіцієнту тертя. Дослідження показали, що одержані покриття при швидкостях ковзання до 2 м/с при терті по сталі мають високу зносостійкість і можуть бути використані в парах тертя.

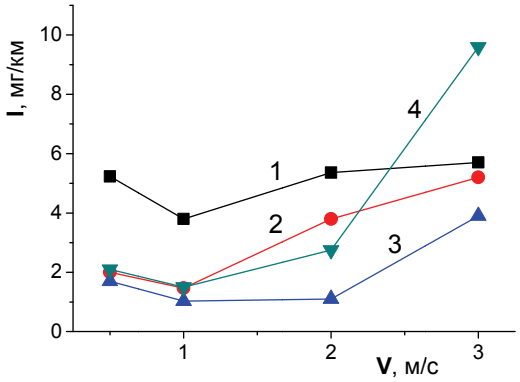


Рис. 5 – Вплив швидкості ковзання на інтенсивність зношування електроіскрових покриттів із сплавів: TiC–Mo_2C–Co–Cr (1), TiC–Mo_2C–TiN–Co–Cr (2), TiC–Co–Ni-C (3) і ТН–20 (4) при терті по сталі 45

Практичне використання розроблених електродних матеріалів. Застосування нових композиційних електродних матеріалів «колмоной-карбід вольфраму» дає можливість одержувати електроіскрові покриття товщиною до 2-4 мм та зносостійкістю в 5-10 разів вищою за зносостійкість сталі 45. Змінюючи співвідношення компонентів колмоною та карбіду вольфраму можливо одержувати покриття на конструкційних сталях з широким спектром властивостей. Для відновлення деталей зі сталі Ст.3 або негартованої стали 45 доцільним є використання ЕІ-покриттів зі сплаву, що містить не більше 25 мас. % WC. Для відновлення деталей із загартованих сталей необхідно використовувати ЕІ-покриття зі сплаву з вмістом 50 мас. % WC. Проведено роботу по практичному використанню матеріалів і технології електроіскрового зміцнення і відновлення металічних поверхонь на підприємствах «ТЕХМАШКОМПАНІ» і «Укрметалургремонт» (м. Дніпродзержинськ).

Одна з причин виходу з ладу деталей машин – фреттинг-корозія, яка виникає на межі розділу двох тіл , що контактують один з одним. Поєднання природної корозії з фреттинг-механічним зносом двох поверхонь, що мають мале відносне взаємне переміщення, призводить до значного підвищення ступеня зносу поверхонь і небезпеки локального руйнування . Знос має вигляд, так званих виразок (каверн), що досягають значної глибини. До таких пар відносяться контактуючі поверхні підшипників, шліци, шпонкові з'єднання, пресові посадки, деталі електродвигунів, кулачкові механізми, дотичні вали тощо Ці виразки призводять до утворення втомних тріщин і локального руйнування. Прибрати ці виразки, особливо на деталях, де не допускається термічний вплив на метал практично неможливо. Тільки електроерозійна обробка дозволяє виправити цей дефект. Але в цьому випадку глибина виразок не може перевищувати 0,4 мм. Розроблений в ІПМ НАНУ сплав «колмоной-WC» дозволяє збільшити точкову товщину нанесеного шару до 1,8 мм, що дозволяє значно розширити номенклатуру ремонтно - придатних деталей.

Рис. 6. Шахтні гідростійки після відновлення методом електроіскрового легування

Сплав «колмоной-WC» успішно був використаний на підприємстві «ТЕХМАШКОМПАНІ» для відновлення штоків шахтних гідростійок (рис. 6), які експлуатуються у вологому середовищі, і при тривалій експлуатації на поверхні штока в місцях контакту з нижньою і верхньою опорою стійки утворюються точкові каверни, що призводять до втрати герметичності вузла і різкого зниження навантаження, що сприймається стійкою. Це призводить до необхідності ремонту стійок. Електроерозійне усунення каверн з наступним вигладжуванням замість вживаної в даний час наплавки всієї поверхні штока

з наступною механічною обробкою дозволило значно знизити час відновлення штока і в 3 рази зменшити витрати на ремонт.

Промислові випробування сплаву «колмоной-WC» показали, що по ряду показників він перевершує сплави типу ВК і стелліт, що застосовуються при електроіскровому відновленні в даний час. Максимальна товщина шару, що наноситься, збільшилася з 0,5 до 1,8 мм.

В промислових умовах була запроваджена технологія електроіскрового нанесення покриттів для відновлення посадочних поверхонь осей кранових візків мостових кранів, посадочних отворів в корпусі букси осі кранового візка, посадочних отворів підшипників в кришках електродвигунів та для зміцнення інструменту. Вісь кранового візка має діаметр 100 мм і довжину 700 мм. Вона виготовлена зі сталі 45. В процесі експлуатації зношується посадочна поверхня на кінцях осей шириною 40 мм. Величина зносу досягає 0,4 мм. Відновлення проводиться остаточне без подальшої механічної обробки. Оператор визначає необхідну товщину покриття відновлення і, вибравши один з 9 режимів установки ЭИЛ8а, наносить на поверхню деталі необхідний шар. Відновлення посадочних отворів підшипників в кришках електромоторів проводиться на двигунах різних модифікацій та призначення. Діаметр отворів від 50 до 300 мм. Відновлення проводиться за тією ж технологією.

Електроіскрове легування було використано для відновлення валів електродвигунів, насосів, компресорів. Раніше ці вали просто замінялися новими. Вали електродвигунів великої потужності разом з ротором відправлялися на завод-виробник (м. Харків), де їх випресовували з ротора і запресовували нові. Відновлення валів методом електродугового наплавлення на зношені посадкові місця підшипників металевих сплапвів показало, що внаслідок високої температури наплавлення в сталі вала відбуваються структурні зміни, а відповідно і деформація, яку механічною обробкою виправити неможливо. В електродвигуні з'являлося биття і він ставав непридатним для експлуатації. Питання було вирішено методом електроіскрового легування. Електродний матеріал «колманой-50 % WC» був використаний на НПП «Електромаш» (м.Суми) для локального зміцнення на установках Элитрон-22А і Электрон-52А лемехів плугів, відновлення валків прокатних станів і посадочних місць промислових вентиляторів (рис.7).

Рис. 7. Відновлення посадочних місць промислових вентиляторів

Проведені дослідження і практичний досвід показав, що впровадження технології електроіскрової обробки і нових електродних матеріалів в 1,5-2 рази збільшує стійкість деталей і інструментів і в 5-6 разів зменшує витрати, пов’язані з ремонтом устаткування.

Висновки

1. Розроблено технологію одержання евтектичного сплаву Ni-Ni_3B (колманой) з добавками WC. Встановлено наявність евтектичних структур в розроблених електродах. Показано, що твердість зростає зі зростанням вмісту WC від 2,8 до 8,7 ГПа для сплавів «колмоной» та «колмоной-70 % WC» відповідно. Встановлено, що товщина покриттів зменшується від максимальної 4,2-4,8 мм для сплаву «колмоной» до 3,2-3,8 для сплаву з 50 % WC. Мікроструктура одержаних покриттів має характер тонкого конгломерату фаз на основі нікелю та WC. Дослідження зносостійкості показало, що зносостійкість покриттів «колмоной-WC» в 3-5 разів вища за зносостійкість сталі 45.

2. Покриття на металевих підкладках із електродів на основі TiC мають товщину 50–100 мкм, суцільність близько 80 % , мікротвердість 12–14 ГПа. При терті ковзання зносостійкість покриттів із розроблених сплавів на основі TiC в 2–4 рази вища в порівнянні з покриттями із стандартного сплаву ТН–20.

3. Проведено апробацію розроблених електродних матеріалів і технології електроерозійного зміцнення і відновлення металічних поверхонь в промислових умовах

1. *Борисов Ю.С., Харламов Ю.А., Сидоренко С.Л., Ардатовская Е.Н.* Газотермические покрытия из порошковых материалов. Справочник. К.: Наукова Думка, 1987. 544с.
2. *Паустовский А.В., Ткаченко Ю.Г., Алфинцева Р.А., Кириленко С.Н., Юрченко Д.З.* Оптимизация состава, структуры и свойств электродных материалов и электроискровых покрытий при упрочнении и восстановлении металлических поверхностей. Электронная обработка материалов. 2013, 49, № 1, С.4-13.
3. *Уманский Я.С.* Трапезников А. К., Китайгородский А. И. Рентгенография. М.: Машгиз,1951. 310с.
4. *Колесниченко Л.Ф., Полотай В.В., Заболотный Л.В.* Методика изучения трения и износа металлокерамических материалов. Порошковая металлургия. 1970, № 3, С.61-66.

ПРОЕКТ 8.3

Підвищення міцності, експлуатаційного ресурсу робочих органів сталевих і матричних корпусів бурового інструменту захисними покриттями робочої і калібруючої ділянок

УДК 621.791.927.5

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ РЕМОНТА ИЗНОШЕННЫХ РАБОЧИХ ОРГАНОВ СТАЛЬНЫХ И МАТРИЧНЫХ КОРПУСОВ БУРОВЫХ ДОЛОТ

Б.В. СТЕФАНИВ, В.Ф. ХОРУНОВ, О.М. САБАДАШ, С.В. МАКСИМОВА, В.В. ВОРОНОВ
(ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, г. Киев)

Рассмотрены и изучены особенности износа рабочих органов корпусов стальных, матричных буровых долот и головок и определены критерии ремонтопригодности. Исследованы степени износа рабочих органов посадочных гнезд под алмазно-твердосплавные резцы (АТР). Отработаны способы подготовки изношенных участков рабочего органа к их восстановлению методом дуговой наплавки. Особое внимание уделено изучению микроструктуры и химической неоднородности границы соединения: сплав ВК10+TeroCote 7888Т; сплав ВК10+Diamax M; сплав ВК10+релит «ЛЗ-11-7»; сталь 30Х+TeroCote 7888Т. Установлено, что структура защитного покрытия TeroCote 7888Т на сплав ВК10 и сталь 30Х обеспечивает исключительно эффективную защиту от эрозионного и гидроабразивного износа. На основании исследований и апробаций, разработана технология восстановления рабочих органов лопастей корпусов стальных и матричных долот, которая позволяют продлить эксплуатационный ресурс. Стальные и матричные буровые долота после их реставрации прошли промышленные испытания в Полтавской области при бурении газовых и нефтяных скважин.

Ключевые слова: *буровые матричные, стальные долота, сверхтвердые материалы, PDC-поликристаллический алмазный резец, микроструктура, защитное покрытие, износостойкость, дуговая наплавка, твердость*

В последние десятилетия при бурении газовых и нефтяных скважин широкое применение получили стальные и матричные долота с поликристаллическими алмазными резцами PDC (Polycrystalline Diamand Cutter). Эти долота не имеют движущихся деталей или подшипников, а только лопасти армированные природными алмазами, синтетическими поликристаллическими алмазами. Учитывая высокую стоимость и большую производительность (проходка на долото от 1 до 4 тыс. м) PDC долот и их существенную особенность – ремонтопригодность, был разработан технологический регламент по визуальной оценке износа долот PDC [1, 2]. В регламенте на основе технико-экономических показателей все изношенные долота по степени износа разделены на три группы: пригодных для работы, нуждающихся в ремонте и утилизируемых.

Увеличение ресурса эксплуатации бурового инструмента, работающего в условиях

© Б.В. СТЕФАНИВ, В.Ф. ХОРУНОВ, О.М. САБАДАШ, С.В. МАКСИМОВА, В.В. ВОРОНОВ, 2015

гидроабразивного износа, является актуальной проблемой. На данный момент существуют методы восстановления только стальных изношенных корпусов буровых долот, в части восстановления рабочих органов, калибрующей поверхности, гидроабразивного износа, коррозии и др. Для восстановления и упрочнения рабочих органов наносят промежуточный слой основного металла и слой защитного твердосплавного покрытия различными методами. Ведущие западные фирмы давно используют износостойкие покрытия различного функционального назначения в своей продукции [3, 4, 5, 6].

Главной задачей данной работы является разработка технологии ремонта изношенных рабочих органов стальных и матричных корпусов PDC-долот и повышение эксплуатационного ресурса бурового инструмента.

В Украине только в последние годы начали развиваться центры по ремонту и восстановлению долот для сплошного бурения и по отбору керна. Такие центры существуют в тех областях, где занимаются добычей газа и нефти (Полтавская, Харьковская, Черниговская и др. области Украины). В основном ремонт изношенных долот заключается в замене алмазно-твердосплавных резцов и твердосплавных вставок на новые методом пайки.

Проведенный анализ отработанных долот показал, что следует регистрировать износ пяти основных элементов, указанных в порядке частоты их влияния на итоговую оценку износа всего долота: 1) резцов, 2) посадочных гнезд под них, 3) узлов промывочных насадок, 4) диаметра долота, 5) присоединительной резьбы. Чаще всего при бурении происходит износ резцов, посадочных гнезд и реже узлов промывочных каналов корпусов буровых долот. Износ диаметра долота и присоединительной резьбы встречается реже, так как основную механическую нагрузку при бурении принимают на себя рабочие органы лопастей.

Возможность замены резца при ремонте определяется как степенью изношенности собственно резца, так и целостностью посадочного гнезда под него в корпусе долота, которое можно охарактеризовать долей поврежденной поверхности гнезда. Поэтому если поверхность посадочного гнезда достаточно прикрыта телом резца, корпусом и наплавочным материалом, то гнездо следует признать неизношенным (рис. 1, а).

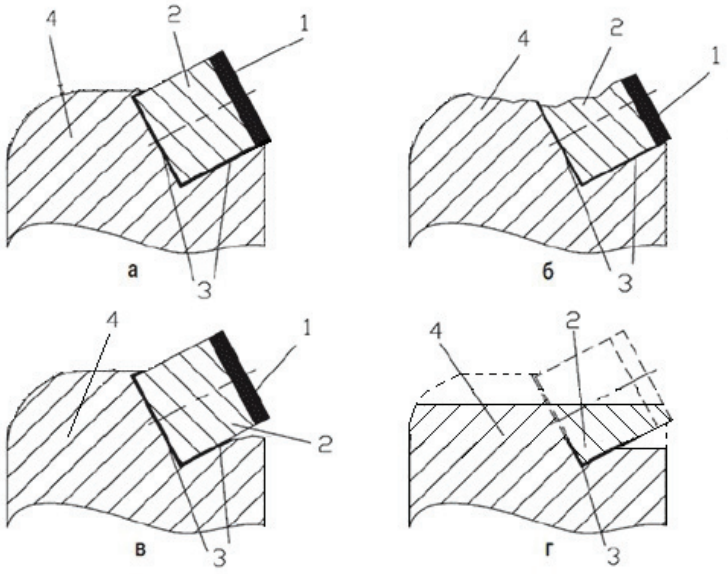


Рис. 1. Схемы износа поверхности посадочных гнезд под резцы матричных долот: а – неизношенное гнездо; б, в – ремонтопригодное гнездо (износ поверхности посадочного гнезда от 10 % до 30 %); г – гнездо, не подлежащее восстановлению (износ поверхности посадочного гнезда более 30 %); 1 – алмазный слой; 2 – карбид-вольфрамовая подложка; 3 – поверхность посадочного гнезда под резец PDC; 4 – корпус матричного долота

При утрате более половины поверхности посадочного гнезда (рис. 2, г) стальной корпус не подлежит восстановлению, так как в этом случае затруднительно сохранить первоначальную направляющую базу для ориентации резца при его замене. Для матричных корпусов износ поверхности посадочного гнезда в большинстве случаев составляет не более 30 % (рис. 1, б).

В ИЭС им. Е.О.Патона НАН Украины были проведены исследования изношенных участков рабочих органов буровых долот, и на этой основе был разработан технологический регламент ремонта.

По результатам исследований и апробаций изношенных стальных и матричных корпусов буровых PDC-долот был разработан процесс восстановления изношенных рабочих органов корпусов бурового инструмента и составлен регламент работ для всех типоразмеров.

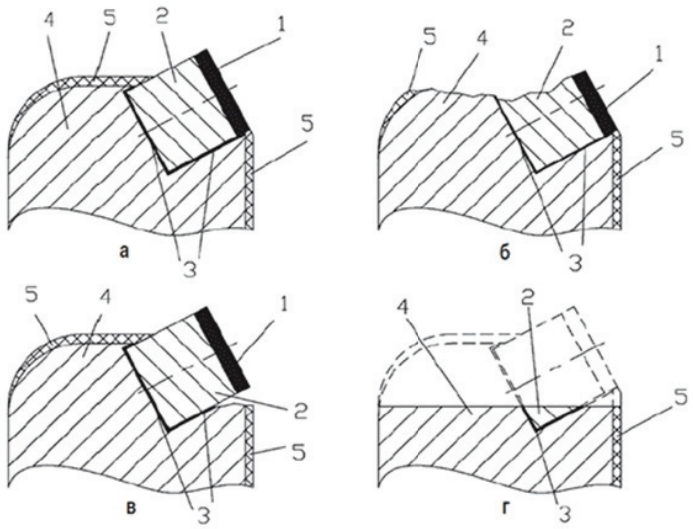


Рис. 2. Схемы износа поверхности посадочных гнезд под резцы стальных долот: а - неизношенное гнездо; б, в - ремонтоприготное гнездо (износ поверхности посадкочногоо гнезда от 10 % до 50 %); г - гнездо, не подлежащее восстановлению и(знос поверхности посадочного гнезда более 50 %); 1 – алмазный слой; 2 – карбид-вольфрамовая подложка; 3 – поверхность посадочного гнезда под резец PDC; 4 – корпус стального долота; 5 – защитное покрытие

1. Очистка долота.
2. Пескоструйная обработка.
3. Распайка, снятие дефектного вооружения.
4. Ревизия рабочих органов корпусов долот.
5. Ревизия посадочных мест алмазно-твердосплавных резцов и твердосплавных пластин.
6. Ревизия промывочных насадок.
7. Создание степени износа и индивидуальной дефектной ведомости.
8. Контроль качества основного металла и защитного покрытия рабочих органов корпуса долота.
9. Контроль износа долота по наружному диаметру долота.
10. Механическая обработка и подготовка дефектных участков для наплавки.
11. Нанесение твердосплавного покрытия на изношенные участки корпуса долота.
12. Механическая обработка и зачистка посадочных мест.
13. Нагрев, установка пайкой вооружения.
14. Шлифовка по окружности долота.
15. Покраска.
16. Прием ОТК.
17. Консервация и упаковка.

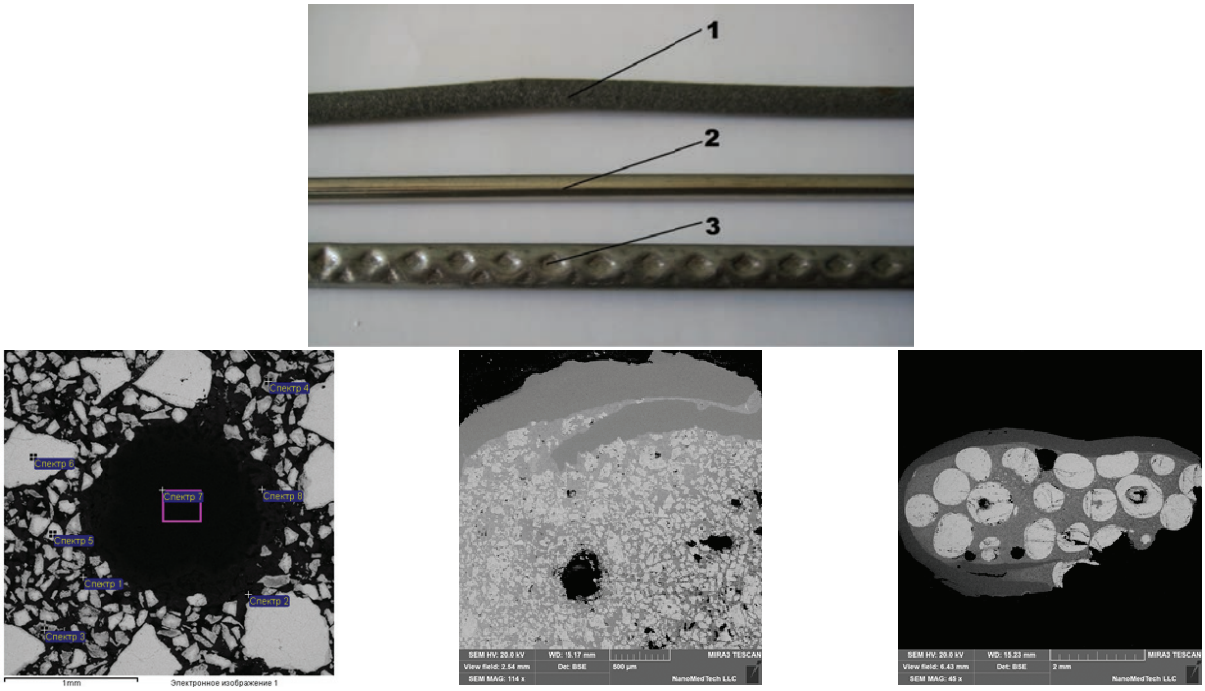
Особое внимание нужно уделить наплавке изношенных участков рабочих органов долота, то есть провести нанесение твердосплавного покрытия на изношенные участки корпуса долота. Сложность восстановления заключается в правильном нанесении наплавленного слоя на дефектные участки, при сохранении геометрии посадочных гнезд (перемычек и подложек) АТР и нанесении защитного покрытия на эти дефектные участки.

Защитное покрытие представляет собой поверхностный слой рабочего органа долота, целенаправленно создаваемый воздействием окружающей среды на поверхность материала долота, и характеризуется конечной толщиной, а также химическим составом и структурно-фазовым состоянием, качественно отличным от аналогичных характеристик материала основного металла. Существующие многочисленные способы нанесения покрытий можно классифицировать: 1) по методу получения – механические, физические, химические, электрофизические; 2) по способам технологического процесса – гальванические, вакуумные, наплавки. Можно рассматривать покрытия и по их назначению – износостойкие, коррозионностойкие, жаростойкие и другие. По результатам исследований для технологичности различных методов нанесения износостойких материалов на изношенные корпуса бурового инструмента предпочтение было отдано наплавке.

Основываясь на результатах исследований по созданию технологического регламента ремонта буровых долот разного сортамента с АТР [7], были проведены работы по выбору метода нанесения и материала, который бы соответствовал всем физико-химическим свойствам металла корпусов стального и матричного долота. Для осуществления данной задачи были исследованы свойства существующих

износостойких материалов и технология реставрации, т.е. разработка способов нанесения промежуточных слоев и защитных покрытий на изношенные участки поврежденных органов.

Для проведения экспериментов по нанесению защитных покрытий на образцы были выбраны и исследованы износостойкие материалы (припои) с карбидами вольфрама (рис. 3): 1- TeroCoteR7888 T (Castolin) гибкий шнур диаметром 5 мм на основе никеля; 2- Diamax M (Castolin) самофлюсующиеся пруток диаметром 4 мм на основе железа; 3-релит «ЛЗ-11-7» (Украина) в форме стальной прямоугольной трубки (ширина-7 мм, толщина-3,5мм) на основе железа.



а) TeroCote 7888T б) Diamax M в) ЛЗ-11-7

Рис. 3. Внешний вид и микроструктура наплавочных материалов

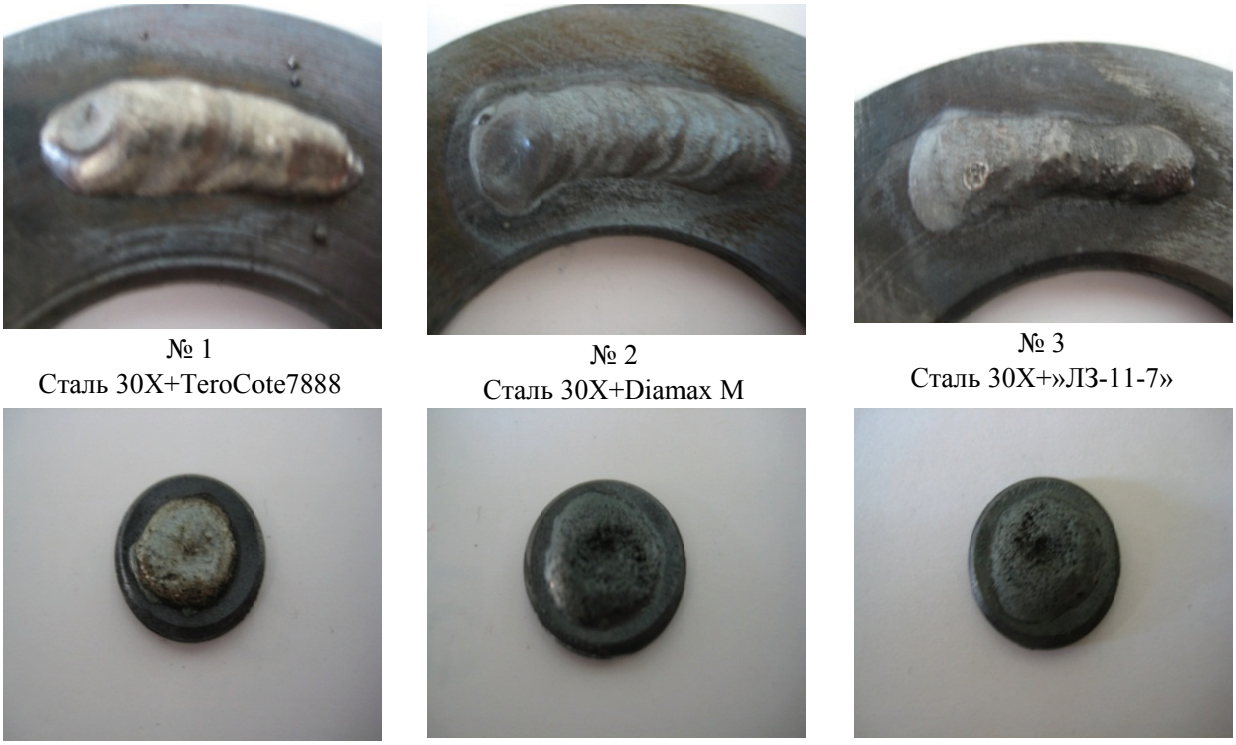
По результатам предварительных технологических исследований нанесения защитных покрытий на дефектные участки рабочих органов стальных и матричных буровых долот было отдано предпочтение дуговой наплавке. В первую очередь, это связано с трудностями восстановления перемычек между отверстиями лопасти и подложки резцов, куда крепятся алмазно-твердосплавные резцы. При газопламенной наплавке невозможно наплавить валик толщиной 3…5 мм на изношенную перемычку из-за возможного оплавления пламенем горелки очень тонкого слоя перемычки, в то время когда при дуговой наплавке при соблюдении оптимального режима реально нанести слой в изношенный участок данных дефектов. В основе технологии наплавки лежат те же процессы, что и для технологии сварки.

Для определения состава и структуры наплавочных слоев были изготовлены микрошлифы данных износостойких материалов (припоев). Металлографические исследования проводились с помощью оптического микроскопа МИМ-8М и сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira 3 LMU. Измерение твердости наплавленных слоев определяли на твердомере ТР5006 по методу Роквелла.

Образцы для микроструктурных исследований были изготовлены с помощью газопламенного нагрева кончиков этих материалов до оплавления. Структура наплавочного шнура TeroCote 7888 T состоит из никелевой проволоки, покрытой эластичной смесью, содержащей карбиды неправильной формы, и порошка на никелевой основе (рис. 3, а). Карбиды вольфрама характеризуются различными размерами от 0,7 мм до нескольких микрон, и их количество в объеме составляет <65 % . Порошковые прутки Diamax M и релита «ЛЗ-11-7» состоят из стальной трубки и оболочки на основе Fe, в состав, которого входят карбиды вольфрама и легирующие, раскисляющие, флюсообразующие примеси. Карбиды вольфрама в объеме составляют не менее 65 % . (рис. 3. б, в).

Исследование наплавок, выполненных выбранными износостойкими материалами, производили на опытных образцах, изготовленных из стали 30Х и твердосплавных пластин марки ВК10 (рис. 4). В

качестве способа наплавки было выбрана ручная сварка неплавящимся вольфрамовым электродом в защитном газе с присадочной проволокой (припоями). Для нанесения защитного покрытия на макетные нестандартные образцы использовали сварочный инверторный аппарат «Коралл-300». При этом оптимальными режимами наплавки с наименьшим тепловложением были такие: U = 10 ... 12 V; I = 55 ... 100 А. Толщина слоя наплавок составила 1 ... 5 мм.



№ 1
Сталь 30Х+TeroCote7888

№ 2
Сталь 30Х+Diamax M

№ 3
Сталь 30Х+»ЛЗ-11-7»

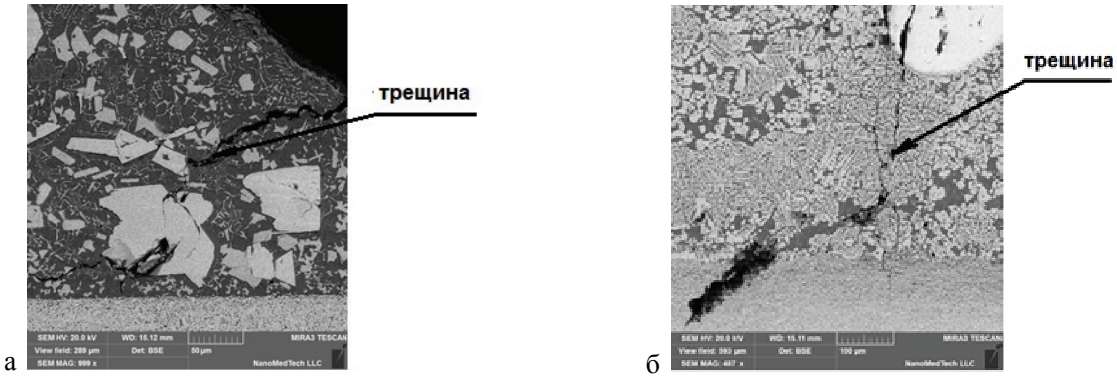
№ 4
Сплав ВК10+TeroCote7888

№ 5
Сплав ВК10+Diamax M

№ 6
Сплав ВК10+»ЛЗ-11-7»

Рис. 4. Дуговая наплавка износостойких материалов на образцы

При сравнении присадочных материалов TeroCote 7888Т, Diamax M, ЛЗ-11-7 материалов лучшее качество наплавленного металла были показано при использовании присадки TeroCote 7888Т, как в случае твердосплавной (рис. 6), так и стальной подложки (рис. 7).



а б

Рис. 5. Микроструктура ВК10 + Diamax M (а), ВК10 + релит «ЛЗ-11-7» (б)

При этом твердость матрицы наплавленного слоя для присадочных материалов составляет: TeroCote 7888Т – 45-50 HRC, Diamax M – 55,5-59,5 HRC, релит «ЛЗ-11-7» – 55-61,5 HRC. Твердость наплавленных слоев при наплавке на сплав ВК10 с использованием присадочных материалов Diamax M и релита «ЛЗ-11-7» в среднем на 5-10 % , выше, чем при использовании TeroCote 7888Т, однако проведенные металлографические исследования показали наличие пористости и трещин в наплавленном слое и в основном материале (рис. 5 а, б).

При наплавке износостойкого покрытия TeroCote 7888T на твердосплавную пластину марки ВК10 наблюдается чистая зона соединения (рис. 6, а), дефекты в виде трещин отсутствуют. Карбидная фаза в виде белых частиц неправильной геометрической формы и разных размеров выделяется в никель-кобальтовой матрице, которая содержит около 5 % хрома и около 2 % железа (рис. 6, б, табл. 1).

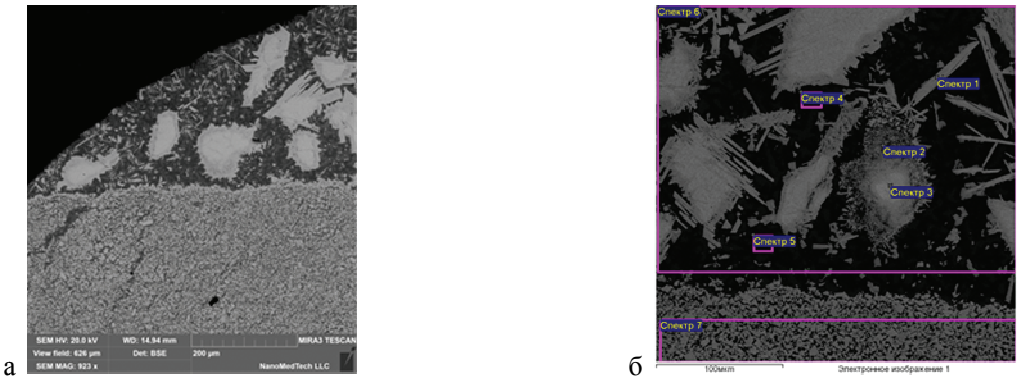


Рис. 6. Микроструктура покрытия TeroCote 7888 T+ВК10

Таблиця 1. Результаты микрорентгеноспектрального анализа ВК10+ TeroCote 7888T

№ спектра	Химические элементы*, вес. %						
	C	Si	Cr	Fe	Co	Ni	W
1	10.25		2.93			10.96	75.87
2	9.69		4.36	1.17	2.02	42.43	40.32
3	10.15						89.85
4	7.73	1.50	5.07	1.81	2.69	71.34	9.86
5	7.86	1.14	4.25	1.97	4.53	69.65	10.60
6	9.31		3.62	1.15	2.04	33.49	50.38
7	9.71		1.61		2.00	15.12	71.56

При наплавке износостойкого покрытия на никелевой основе (TeroCote7888T) на сталь 30Х наблюдается чистая граница соединения, отсутствуют дефекты (рис. 7, а). Микроструктура наплавленного металла состоит из железоникелевой матрицы, содержащей также хром (около 4 %) и карбиды вольфрама (рис. 7, б, табл. 2). В некоторых участках на границе с основным металлом образуются несплошности в виде пор. Частицы карбида вольфрама располагаются хаотично. Их размеры (100-500 мкм) плавно увеличиваются при приближении к основному материалу. В матрице наплавленного материала обнаружено железо до 15,43 % . Его концентрация плавно увеличивается при приближении к основному материалу.

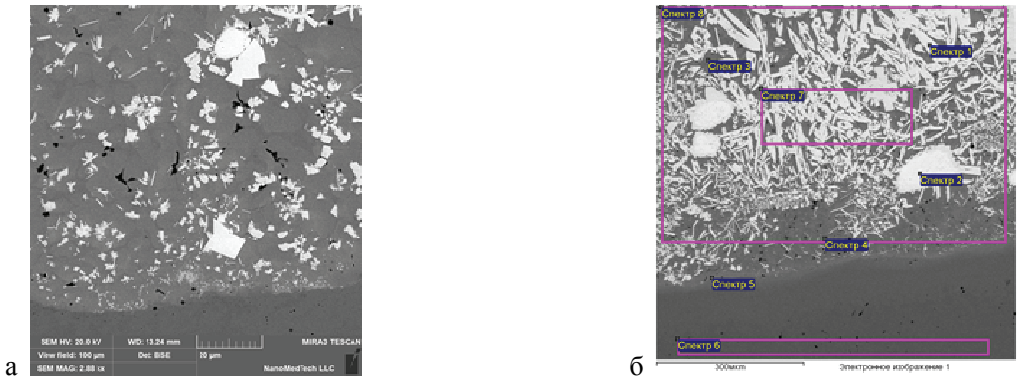


Рис. 7. Микроструктура Сталь 30Х + TeroCote 7888 T

В наплавленных слоях стальных, так и твердосплавных образцах, частицы карбида вольфрама наблюдаются как и в нижней зоне наплавки так и в верхней зоне. Такая неоднородность распределения по сечению наплавленного валика обусловливает изменение твердости по глубине слоя и может влиять на стойкость покрытия к гидроабразивному изнашиванию.

Таблица 2. Результаты микрорентгеноспектрального анализа Ст. 30 Х + TeroCote 7888T

№ спектра	Химический состав, вес. %						
	C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	W
1	10.48	0.00	2.69	0.00	3.15	9.33	74.35
2	10.27	0.00	0.00	0.00	0.22	0.23	89.28
3	9.00	1.67	3.70	0.13	15.43	66.46	3.60
4	8.99	1.05	3.02	0.18	23.39	56.96	6.41
5	8.48	0.99	2.62	0.10	25.27	55.38	7.16
6	7.03	0.38	0.92	0.60	90.67	0.15	0.25
7	9.00	0.00	3.13	0.16	5.94	25.73	56.04
8	8.33	0.00	3.15	0.18	8.24	31.24	48.87

Гидроабразивную износостойкость защитных покрытий исследовали на машине НК-М [10]. Абразивом служил кварцевый песок грануляции 0,05…0,50 мм. В качестве образцов использовали пластины размером 20х16х6 мм, которые изготавливали следующим образом. На пластину размером 22х20х100 мм наплавляли износостойкие материалы на основе никеля и железа с карбидами вольфрама, полученных дуговой наплавкой. Толщина наплавленных слоев составляла 5…7 мм. После наплавки эрозионным способом вырезали образцы размерами 21х17х7 мм. Каждый образец методом шлифования доводили до следующего размера 20х16х6 мм, толщина наплавленного слоя составила 3мм. Износ образца оценивали по потере их массы (рис. 8). При этом удельная нагрузка на образец составляла 0,5 МПа, скорость трения 0,58 м/сек, путь трения – 250 м. В результате исследований установлено, что износостойкость защитного покрытия TeroCote7888T превосходит износостойкость релита «ЛЗ-11-7» и Diamax M в 1,7 и 2,9 раза соответственно.

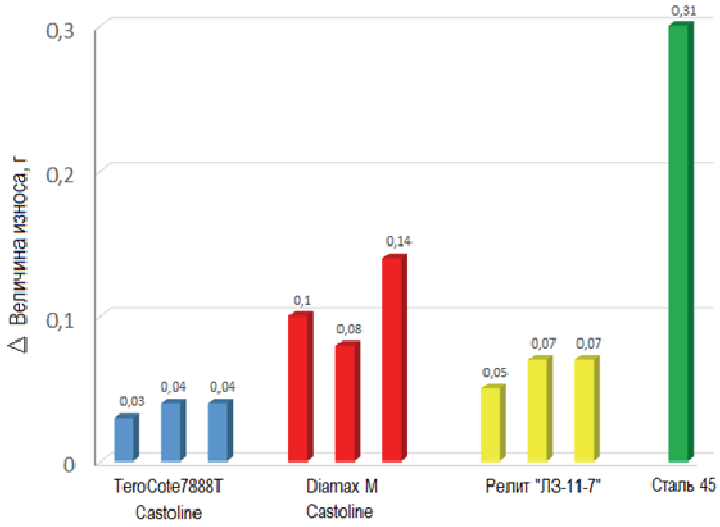


Рис. 8. Диаграмма испытаний на гидроабразивность защитных покрытий

Особенности реставрации долот с абразивным износом показаны на примере ремонта долота [8] (ремонт промывочного канала стального корпуса бурового долота диаметром 215,9 мм производства фирмы «Smith Bits» (США) (рис. 9)), а также изношенных участков рабочих органов матричных двух буровых матричных долот [9] диаметром 311,1 мм производства фирмы «Smith Bits» (США) (рис. 10).

Производственные испытания восстановленных матричных и стальных корпусов буровых долот по бурению газовых скважин проводились в реальных условиях эксплуатации:

- для стального долота испытания производились на скважинах № 73 и 52 (Семеренковская) в интервалах 2245-2954 и 2284-3492 м (представительство «Юсеіс СА», Полтавская обл., Украина);

- для матричных долот - на скважинах № 101 и № 110 (Руновщина) – 533-542, 549-734, 744—886 и 1890-2679 м. (ООО «Буринтехсервис», Полтавская обл., Украина).

Величина проходки по средним и твердым породам для бурового стального долота с защитным покрытием диаметром 215,9 мм (рабочий ресурс 1000 м) составила 1125 метров.

а) до ремонта

б) после ремонта

Рис. 9. Внешний вид долота Ø215,9 мм

а) до ремонта

б) до ремонта

в) после ремонта

г) после ремонта

Рис. 10. Внешний вид матричных буровых долот Ø311,1 до и после реставрации

Величина проходки по средним и очень твердым породам для матричных буровых долот диаметрами 311,1 мм однорядный (рабочий ресурс 800 м) и двухрядный (рабочий ресурс 1000 м) составила соответственно 709 и 1208 м.

По результатам испытаний получены акты промышленного внедрения стальных и матричных корпусов буровых долот.

Выводы

1. Показано, что более перспективным является композиционный износостойкий материал TeroCote 7888T, включающий плотную массу ультратвердих карбидов вольфрама, находящихся в твердой матрице сплава никель-хром, которая поглощает ударные нагрузки и улучшает сопротивление коррозии, в то время как специальный профиль карбидов вольфрама исключает вырыв их из матрицы.

2. Применяемый способ с помощью присадочного материала Castolin TeroCote 7888T позволяет существенно (в 2-3 раза) увеличить срок службы рабочих органов корпусов буровых долот, работающих в тяжелых условиях коррозионно-абразивного изнашивания.

3. По результатам промышленных испытаний восстановленных корпусов стальных и матричных долот показано, что применение данной технологии реставрации позволяет повысить прочность защитного покрытия и продлить эксплуатационный ресурс долот.

1. *Коды* износа алмазных долот/- http://vbs-service.ru
2. *Классификация* долот по характеру износа http://vbs-service.ru
3. *http*://www.postle.com. / Материалы компании Postalloy (США) для наплавки защитных покрытий. С. 9

4. *http*://www.castolin.com.ua/ Материалы для пайки и наплавки TeroCote^{R}
5. *http*://www.b-trans.com.ua/qw/id/79/ Наплавочные материалы БАТ-Сервиз
6. *http*://www.kennametal.com/stellite / материалы для наплавки и напыления
7. *Хорунов В.Ф., Стефанив Б.В., Сабадаш О.М., Воронов В.В*. Особенности технологий ремонта буровых долот с алмазно-твердосплавными резцами // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин: Збір. наук. статей за результатами, отриманими в 2010-2012 рр. – К.:ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ, 2012. – С. 488-493.
8. *Стефанив Б. В., Хорунов В.Ф., Сабадаш О.М., Максимова С.В., Воронов В.В*. Особенности восстановления поврежденного промывочного канала стального бурового долота // Автомат. сварка. – 2014. – № 11. – С. 54-58.
9. *Стефанив Б.В., Хорунов В.Ф., Сабадаш О.М., Максимова С.В., Воронов В.В*. Особенности реставрации рабочих органов матричных корпусов буровых долот // Автомат. сварка. – 2015. – № 18. – С. 51-54.
10. *Юзвенко Ю.А., Жудра А.П., Фрумин Е.И*. Абразивный износ композиционных сплавов // Автомат. сварка. –1973. –№ 7.– С.62–63.

ПРОЕКТ 8.4

Розробка технології і матеріалів для ремонту та виготовлення контактних елементів турбореактивного двигуна із жароміцних нікелевих сплавів з метою подовження ресурсу експлуатації

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ МИКРОПЛАЗМЕННОЙ ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ СПЛАВА ЖС32 ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ГАЗООХЛАЖДАЕМЫХ РАБОЧИХ ЛОПАТОК АВИАЦИОННОЙ ТУРБИНЫ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

Академик НАН Украины **К.А. ЮЩЕНКО**[1], **А.В. ЯРОВИЦЫН**[1], кандидат технических наук,
А.А. ФОМАКИН[1], **Ю.В. ОЛЕЙНИК**[1], инженеры, **Ю.В. ГУСЕВ**[2], главный инженер
([1]Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины,
[2]Луцкий ремонтный завод «Мотор»)

Описаны основные этапы разработки технологии восстановления торца пера небандажированных рабочих лопаток авиационной турбины высокого давления из сплавов ЖС26-НК и ЖС32-ВИ дуговой наплавкой. Выполнен анализ изменений структуры газоциркуляционного покрытия в зоне ремонта под воздействием термического цикла наплавки. Обоснован комплекс требований к режимам многослойной наплавки узкой подложки шириной 2.5-6.0 мм.

Ключевые слова: *никелевый жаропрочный сплав; лопатка турбины высокого давления; микроплазменная порошковая наплавка; газоциркуляционное покрытие; микроструктура; эффективная мощность микроплазменной дуги; погонная энергия наплавки*

Известно, что величина радиального зазора в паре трения реборда рабочей лопатки – прирабатываемое уплотнение корпуса турбины в ее проточной части определяет коэффициент полезного действия (кпд) авиационного двигателя. Одним из путей решения задачи сохранения кпд турбины при серийном ремонте авиационных двигателей является компенсация износа сопряженных поверхностей за счет увеличения радиального размера одной из трущихся деталей.

Возможности продления ресурса двигателя РД33 путем увеличения толщины прирабатываемого уплотнения и, соответственно, восстановления изношенной реборды газоохлаждаемой рабочей лопатки ТВД (рис. 1б а) за счет углубления в ее тело ограничены ввиду регламентации техническими требованиями предельного утонения донышка торца пера (рис. 1, б). В связи с этим для класса пустотелых газоохлаждаемых небандажированных лопаток из ограниченно свариваемых никелевых жаропрочных сплавов ЖС32-ВИ и ЖС26-НК актуальна разработка научно-технологических основ восстановления торца пера дуговой наплавкой, в частности микроплазменной порошковой.

Ранее при восстановлении кромок лопаток толщиной 0.5-2.5 мм эффективная мощность*

*Эффективная мощность нагрева изделия, определенная по методике проточного калориметрирования для соответствующего значения силы сварочного тока.

© К.А. ЮЩЕНКО, А.В. ЯРОВИЦЫН, А.А. ФОМАКИН, Ю.В. ОЛЕЙНИК, Ю.В. ГУСЕВ, 2015

микроплазменной дуги в основном дозировалась в диапазоне 50-250 Вт [1-3]. В случае рабочей лопатки ТВД авиационного ГТД РД33 потребовалась наплавка узкой подложки шириной 2.5-6.0 мм изменяющейся геометрии. Сложность поставленной технической задачи продления ресурса с одной стороны была обусловлена необходимостью достаточно длительного локального повышения эффективной мощности микроплазменной дуги до 400-475 Вт при наплавке средней части торца пера, а с другой жесткого ограничения глубины проплавления основного металла ввиду наличия на внутренней полости лопатки защитного газоциркуляционного (ГЦ) покрытия. В связи с этим она комплексно решалась путем ее разбивки на следующие составляющие:

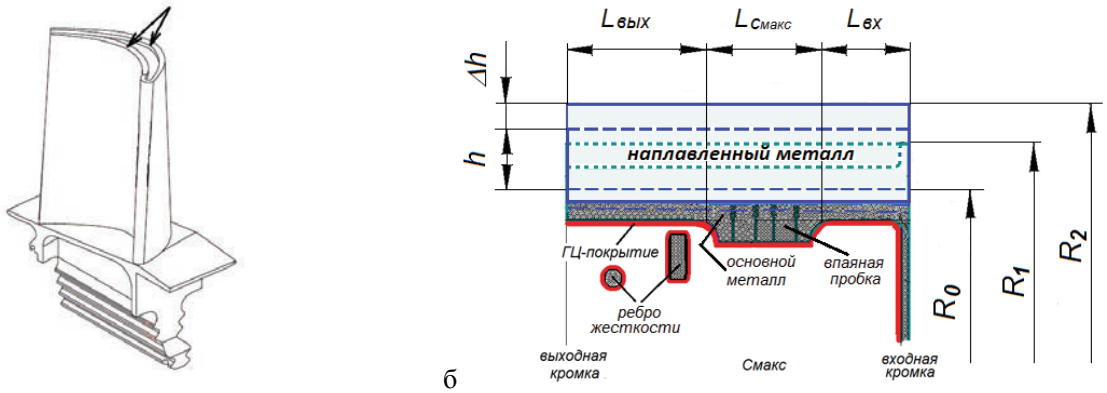


Рис. 1. Конструктивно-технологический анализ зоны ремонта газоохлаждаемой рабочей лопатки ТВД: а – внешний вид (стрелками обозначена реборда); б – условный продольный разрез в направлении от выходной к входной кромке. Обозначения: R_0, R_1, R_2 радиальные размеры пера лопатки соответственно до наплавки, установленный, после наплавки; $L_{ВЫХ}$, $L_{Смакс}$, $L_{ВХ}$ характерные участки узкой подложки торца пера; h – эффективная высота (толщина) наплавленного металла; Δh – верхнее усиление наплавленного валика

– прогнозирование и анализ требуемых размеров валика и площади поперечного сечения наплавленного металла для восстановления проектной высоты пера лопатки в каждом поперечном сечении;

– оценка степени деградации защитного ГЦ покрытия под воздействием термического цикла наплавки; формирование требований к нему и, соответственно, к удельным тепловложениям и погонной энергии при наплавке характерных участков торца пера $L_{ВЫХ}$, $L_{Смакс}$, $L_{ВХ}$;

– отработка технологии многослойной наплавки, обеспечивающей отсутствие трещин в сварном соединении основной наплавленный металл.

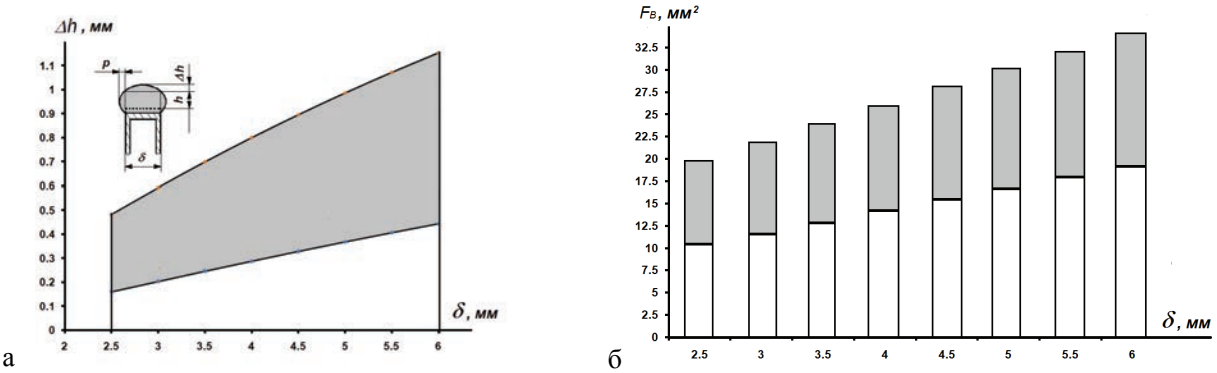


Рис. 2. Области ожидаемого изменения (темный цвет) высоты верхнего усиления Δh (а) и площади поперечного сечения валика наплавленного металла F_B (б) при различной ширине узкой подложки δ в зависимости от варьирования: требуемой эффективной высоты наращивания торца пера h = 1.5-3.0 мм; бокового усиления валика p = 1.0-1.5 мм

Прогнозирование требуемых размеров валика и площади поперечного сечения наплавленного металла (рис. 2) для восстанавливаемой лопатки осуществлялось путем их расчета необходимых показателей формы валика по методикам работы [4]. Показано, что в процессе наплавки комплекта лопаток возможно изменение площади поперечного сечения наплавляемого валика на 60-75 % вследствие как конструктивных особенностей торца пера так и различной глубины его износа.

Технологические параметры присадочного порошка сплава ЖС32 в диапазоне диаметров частиц 40-160 мкм выбирались согласно рекомендациям работы [5]. Для наплавки рабочих лопаток ТВД использовалась специальная медная оснастка, предусматривающая поддув аргона во внутреннюю полость лопатки.

Первые опытные наплавки показали, что при одинаковом общем объеме наплавляемого металла переход от однослойной наплавки к многослойной без существенного изменения средней эффективной мощности микроплазменной дуги (в пределах 25…+10 %) по данным рентген-контроля с разрешительной способностью 0.1-0.2 мм позволяет эффективно устранить провисание расплавленного металла сварочной ванны во внутреннюю полость лопатки.

Далее решалась оптимизационная задача ограничения глубины проплавления, схематически представленная на рис. 3. Ее сущность заключалась в максимально возможном увеличении в радиальном направлении участка ΔR_0 – расстояния от диффузионного слоя ГЦ покрытия до изотермы предельно допустимой температуры его нагрева $T_{п\ max}$ за счет регулирования параметров комбинированного воздействия на основной металл двух тепловых потоков:

– нагревающего от микроплазменной дуги (эффективная мощность $q_и$, погонная энергия Q_Σ/L, где Q_Σ – количество тепла, введенного в анод за время наплавки, L – длина наплавленного валика);

– охлаждающего от потока Ar, защищающего внутреннюю полость лопатки.

Ввиду того, что математическое моделирование данной задачи весьма сложно и трудоемко, оптимизация режимов микроплазменной порошковой наплавки осуществлялась путем последовательной коррекции показателей эффективной мощности микроплазменной дуги и погонной энергии, определяемых при статистической обработке осциллограмм сварочного тока по методике [8], на основании данных металлографических исследований образцов-свидетелей наплавленных лопаток.

Для условий наплавки 1-го слоя на лопатках с донышком торца пера локальной толщиной менее 2 мм при последовательном ограничении глубины провара основного металла были оценены изменения микроструктуры ГЦ покрытия под воздействием сварочного термического цикла в указанном на рис. 4 диапазоне технологических параметров. Металлографические исследования выполнялись вдоль продольных сечений наплавленных лопаток-свидетелей с помощью электронной микроскопии в обратно рассеянных электронах (BSE). Оценка структуры ГЦ покрытия проводилась по критерию сохранения двухфазности в его защитном слое [7, 9] (рис. 3, 5): наличие зерен β-NiAl (темное поле) в промежутках между прослойками γ-фазы (светлое поле).

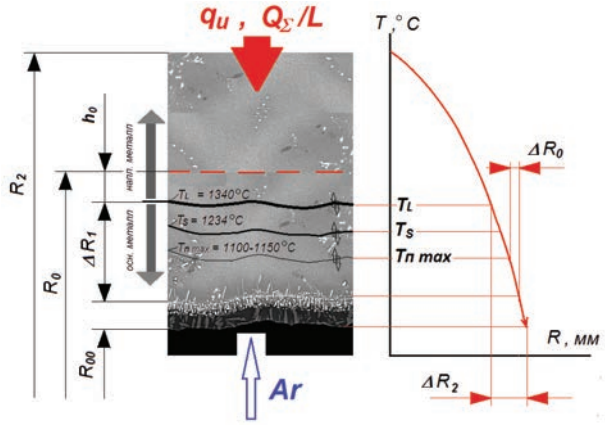
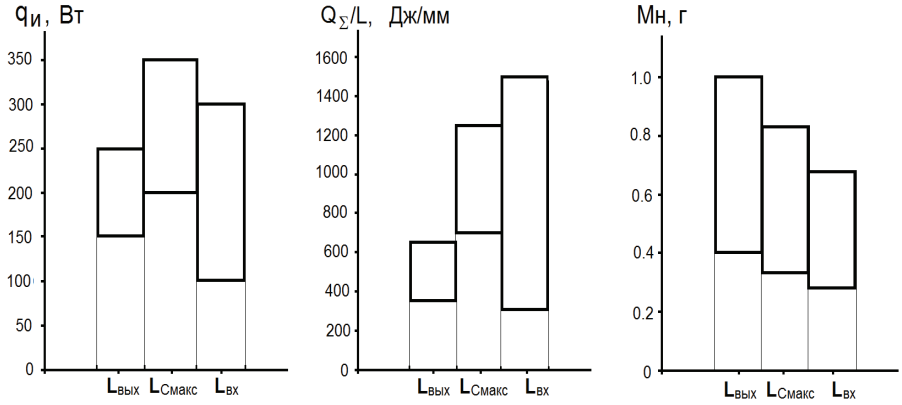


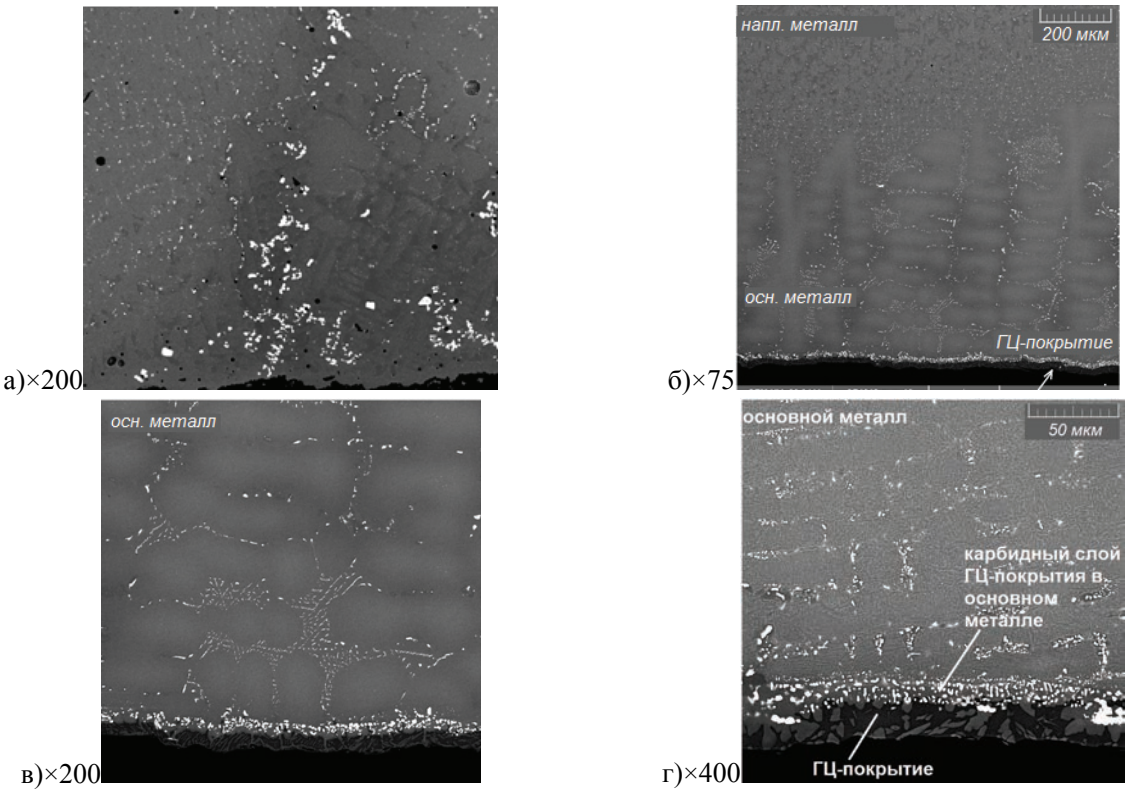
Рис. 3. Задача оптимизации глубины провара в системе «наплавленный металл–основной металл–ГЦ покрытие». Обозначения: T_L – температура ликвидуса для основного металла, соответствующая линии сплавления; T_S – температура солидуса для основного металла; $T_{п\ max}$ – максимально допустимая температура нагрева ГЦ-покрытия; R – радиальный размер, характеризующий высоту пера лопатки; R_{00} – радиальный размер, характеризующий расстояние до внутренней стенки донышка торца пера; ΔR_0 – расстояние от диффузионного слоя ГЦ покрытия до изотермы $T_{п\ max}$; ΔR_1 – расстояние от изотермы T_L до диффузионного слоя ГЦ покрытия; ΔR_2 – расстояние от линии сплавления (изотерма T_L) до внутренней стенки донышка торца пера; h_O – глубина проплавления основного металла. Величины T_L, T_S, $T_{п\ max}$ приведены по данным работ [6-7]

Данный подход позволил для рабочей лопатки ТВД авиационного двигателя РД33 связать закономерности изменения структуры ГЦ-покрытия на стенках внутренней полости под воздействием термического цикла наплавки (см. рис. 5) с глубиной проплавления основного металла, характеризуемой параметрами ΔR_1 и ΔR_2 (см. рис. 3). Установлено, что условию $\Delta R_0 \rightarrow max$, при котором защитные свойства ГЦ покрытия сохраняются, соответствуют значения $\Delta R_1 \geq 0.4\text{-}0.5$ мм (ΔR_2 □ $\Delta R_1 \approx 0.1$ мм).



а б в

Рис. 4. Исходные диапазоны для оптимизации технологических параметров микроплазменной порошковой наплавки по средним показателям эффективной мощности микроплазменной дуги $q_и$ (а), погонной энергии Q_Σ/L и массы наплавленного металла Мн (в) при наплавке 1-го слоя для характерных участков торца пера рабочей лопатки ТВД



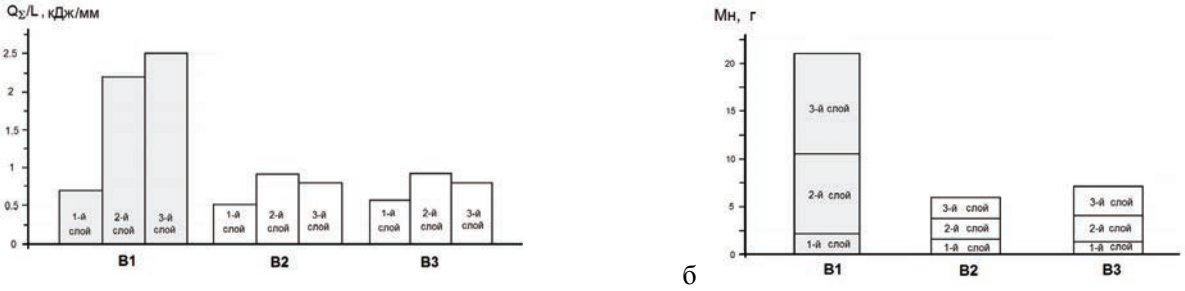
а)×200 б)×75

в)×200 г)×400

Рис. 5. Особенности изменения микроструктуры в системе ГЦ покрытие – основной металл □ наплавленный металл под воздействием термического цикла микроплазменной порошковой наплавки: а – структура после критического перегрева; б, в, г – структура, сохраняющая защитные свойства ГЦ покрытия, соответственно на уч. $L_{ВЫХ}$ (б, в) и уч. $L_{Смакс}$(г)

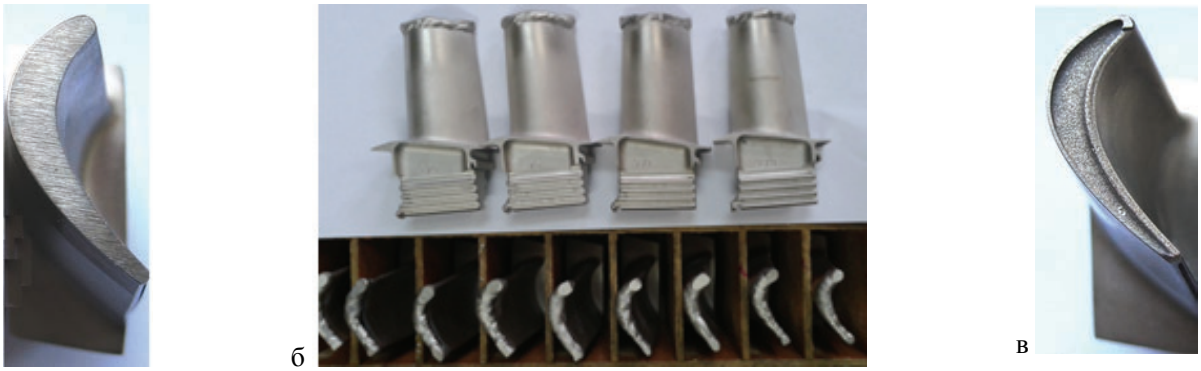
На заключительном этапе разработки технологии микроплазменной порошковой наплавки рабочей лопатки ТВД по методике работы [8] также выполнена оптимизация режимов наплавки 2 и 3-го слоя. Установлено, что ограничение количества вводимого в изделие тепла по усредненным критериям погонной энергии $Q_\Sigma/L < 1$ кДж/мм и массы наплавленного металла Мн < 3 г (рис. 6) в процессе их наплавки позволяет

предотвратить возникновение микротрещин в наплавленном металле, обнаруживаемых при металлографическом контроле после термической обработки по режиму гомогенизации.



а б

Рис. 6. Закономерности оптимизации средней погонной энергии наплавки $Q_Σ/L$(а) и массы наплавленного металла Мн(б) при отработке режимов 2 и 3-го слоя наплавки рабочей лопатки ТВД авиационного двигателя РД33. Технологические варианты многослойной наплавки: В1 – установка УПНС-304М2/М3, защитный газ Ar + 10 % H_2 (проявляется склонность к образованию микротрещин в наплавленном металле); В2 – установка УПНС-304М2/М3, защитный газ Ar + 5 % H_2 (микротрещины в наплавленном металле отсутствуют); В3 – установка STARWELD PTA 190H фирмы Kennametal Stellite Gmbh, защитный газ Ar (микротрещины в наплавленном металле отсутствуют)



а б в

Рис. 7. Внешний вид рабочих лопаток ТВД из комплекта, восстановленного микроплазменной порошковой наплавкой: а – лопатка, подготовленная к наплавке; б – лопатки после наплавки и восстановительной термической обработки; в – лопатка после механической обработки и прожига реборды

Комплексная оптимизация режимов наплавки была реализована на 2-х видах специализированного оборудования с различными принципами построения импульсного сварочного тока и способами подачи дисперсной присадки (порционный и непрерывный): УПНС-304М2/М3 и STARWELD PTA 190H фирмы Kennametal Stellite Gmbh. С целью повышения надежности разработанной технологии многослойной наплавки для предварительной термической обработки лопаток был принят режим, рекомендованный в работе [3].

В ИЭС им.Е.О. Патона был восстановлен комплект рабочих лопаток ТВД авиационного ГТД РД33 в количестве 100 шт. по следующей технологической схеме: удаление защитного покрытия; механическая подготовка торца пера; предварительная термическая обработка; микроплазменная порошковая наплавка торца пера; восстановительная термическая обработка по режимам работы [10]. Наплавленный комплект лопаток был передан на ЛРЗ «Мотор» для прохождения дальнейшего цикла восстановительного ремонта: окончательная механическая обработка, восстановление защитного покрытия на трактовой поверхности и торце пера, а также упрочнение елочного замка дробеструйной обработкой. Внешний вид восстановленных лопаток приведен на рис. 7.

На данный момент совместно с ИЭС им. Е.О. Патона на ЛРЗ «Мотор» проводятся работы по освоению технологии микроплазменной порошковой наплавки на оборудовании фирмы Kennametal Stellite Gmbh.

Выводы

1. Разработана технология восстановления торца пера небандажированных газоохлаждаемых рабочих лопаток авиационной турбины высокого давления из сплавов ЖС26-НК и ЖС32-ВИ микроплазменной порошковой наплавкой.

2. Сформулированы критерии выбора энергетических показателей режимов многослойной наплавки исходя из условий сохранения защитных свойств ГЦ покрытия в основном металле (ограничение глубины проплавления) и технологической прочности системы «основной-наплавленный металл» (ограничение погонной энергии и массы наплавленного металла).

1. *Ющенко К.А., Савченко В.С., Яровицын А.В., Наконечный А. А., Настенко Г.Ф., Замковой В.Е., Белозерцев О.С., Андрейченко Н.В*. Разработка технологии восстановления торцов бандажных полок рабочих лопаток ТВД авиационного двигателя Д18Т методом микроплазменной порошковой наплавки // Автомат. сварка. — 2010. — № 8. — С. 25-29.
2. *Ющенко К.А., Яровицын А.В*. Совершенствование технологии восстановления верхней бандажной полки рабочих лопаток авиационного ГТД / Цільова комплексна програма НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій споруд та машин». Збірник наукових статей за результатами, отриманими в 2010-2012 рр. — К.: ІЕЗ ім. Є.О. Патона, 2012. — 612 с., С. 506-509.
3. *Жеманюк П.Д., Петрик И.А., Чигилейчик С.Л.* Опыт внедрения восстановительной микроплазменной порошковой наплавки при ремонте лопаток турбин высокого давления в условиях серийного производства // Автомат. сварка. — 2015. — № 8. — С. 43-46.
4. *Ющенко К.А, Яровицын А.В., Хрущов Г.Д., Фомакин А.А., Олейник Ю.В*. Анализ процесса формообразования валика при наплавке на узкую подложку // Автомат. сварка. — 2015. — № 9. — С. 22-29.
5. *Ющенко К.А, Яровицын А.В*. Влияние содержания активных газов и сплошности дисперсной присадки на процесс формирования валика при микроплазменной порошковой наплавке никелевых жаропрочных сплавов // Автомат. сварка. — 2014. — № 6-7. — С. 119-127.
6. *Zhiguo Gao, O.A. Ojo*. Modeling analysis of hybrid laser-arc welding of single-crystal nickel-base superalloys // Acta Materialia. — 2012. — N. 60 — P. 3153-3167.
7. *Поклад В.А., Шкрепов Ю.П., Абраимов Н.В*. Покрытия для защиты от высокотемпературной газовой коррозии лопаток ротора турбины ГТД // Двигатель. — 2010. — № 4.
8. *Яровицын А.В*. Энергетический подход при анализе режимов микроплазменной порошковой наплавки // Автомат. сварка. — 2015. — № 5-6. — С. 18-25.
9. *Ющенко К.А., Малашенко И.С., Яровицын А.В., Кушнарева Т.Н., Гусев Ю.В., Петрик И.А*. Анализ разрушения и долговечности лопаток турбин с защитным покрытием // «Вибрации в технике и технологиях». — 2015. — № 1. — С. 117-124 .
10. *Ющенко К.А., Малашенко И.С., Яровицын А.В., Куренкова В.В., Кушнарева Т.Н., Мазурак В.Е*. Микроструктурные изменения в металле рабочих лопаток из сплавов ЖС26-НК и ЖС32-ВИ авиационного ГТД при восстановительной термической обработке в вакууме / Цільова комплексна програма НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій споруд та машин». Збірник наукових статей за результатами, отриманими в 2010-2012 рр. — К.: ІЕЗ ім. Є.О. Патона, 2012. — 612 с., С. 499-505.

ПРОЕКТ 8.7

Розробити технологію пресового зварювання та технічний проект на машину для зварювання труб для ремонту трубопроводів залізничних вагонів

РОЗРОБИТИ ТЕХНОЛОГІЮ ПРЕСОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ТА ТЕХНІЧНИЙ ПРОЕКТ НА МАШИНУ ДЛЯ ЗВАРЮВАННЯ ТРУБ ДЛЯ РЕМОНТУ ТРУБОПРОВОДІВ ЗАЛІЗНИЧНИХ ВАГОНІВ

В.С. КАЧИНСЬКИЙ, канд. техн. наук, академік НАН України **С.І. КУЧУК-ЯЦЕНКО, М.П. КОВАЛЬ**, наук. співробітник
(Інститут електрозварювання ім. Є.О.Патона НАН України)

Ключові слова: *пресове зварювання магнітокерованою дугою, індукція керуючого магнітного поля, трубопроводи*

Вступ. Останнім часом, в зв'язку з підвищеними цінами на зварювальні матеріали, на різноманітних підприємствах в Україні виникла потреба в устаткуванні для пресового зварювання труб невеликого діаметра в стаціонарних та монтажних умовах. На сьогоднішній день, для проведення робіт по зварюванню труб невеликого діаметра, зайнято багато кваліфікованих електрозварників та газозварників. Практика будівництва конструкцій з труб малого діаметра показує, що найбільш вузьким місцем є зварювання неповоротних стиків труб, які повинні мати задані геометричні розміри швів. Виправлення дефектів, що виникають в процесі монтажних робіт є трудомісткою операцією.

Поширення використання у різноманітних галузях народного господарства пресового зварювання магнітокерованою дугою, (ПЗМД) та як наслідок, поява цілої гами зварювальних машин для реалізації цього способу зварювання, вимагає удосконалення існуючих систем контролю та управління зварювальним процесом [1-4]. ПЗМД спосіб відрізняється від існуючих дугових способів високою продуктивністю, стабільністю якості зварних з'єднань, високим ступенем механізації та автоматизації технологічного процесу тощо. Зварювання виконується в автоматичному режимі, що значно знижує вплив оператора-зварника на якість зварних з'єднань. З точки зору особливостей умов експлуатації зварних з'єднань (відповідальність конструкцій), до якості з'єднань пред'являються високі механічні вимоги.

Зварювана дуга під дією магнітного поля пересувається в зазорі між торцями зварювальних деталей. Висока швидкість пересування дуги, до 280м/с, дозволяє отримувати рівномірний нагрів торців деталей по всій зварювальній поверхні. Зварне з'єднання формується в результаті ударної осадки та пластичної деформації торців деталей. Процес ПМД зварювання виконується на повітрі без використання зварювальних матеріалів та захисного газу.

На протязі 2013-2015 років були спільно проведені дослідно-промислових натурні іспити при зварюванні труб в польових умовах на виробничий базі МП «Ліана» ТОВ, з метою використання при будівництві теплиць, систем опалювання і водопостачання тепличних господарств та інших цілей промислового використання.

За цей період були зварені зразки труби діаметром до 60 мм зі сталі 20 та Х70. Проведені механічні та металографічні іспити показали, що властивості зварних з'єднань знаходяться на рівні властивостей основного металу. Впровадження ПЗМД технології та обладнання при зварюванні труб з заглушками діаметрами від 32мм до 102 мм дозволить значно підняти продуктивність праці, знизити витрати електроенергії, покращити умови праці.

Дослідження проводили на модернізованій лабораторній машині МД101, рис. 1. Конструкція МД101 надає широкі можливості для проведення всебічних досліджень по зварюванню труб діаметром до 60 мм.

Для проведення досліджень по зварюванню магнітокерованою дугою використовували стальні труби діаметром 32…51мм з товщиною стінки 2.5…4мм, які застосовуються для ремонту трубопроводів залізничних вагонів, будівництві трубопроводів на тепличних комбінатах та інших галузях промисловості.

© В.С. КАЧИНСЬКИЙ, С.І. КУЧУК-ЯЦЕНКО, М.П. КОВАЛЬ, 2015

Рис. 1. Експериментальна установка МД101, де: 1 – зварювальна машина; 2 – шафа керування; 3 – пульт керування

Дослідження розподілу рідкого розплаву на торцях труб, в момент перед осадкою, проводились на зразках зварного з'єднання зі сталі 20 (діаметр 38 мм, товщина стінки 3 мм). Зразки полірували на високо швидкісних кругах з використанням різної дисперсності алмазних паст. Виявлення структури проводили шляхом хімічного травлення в 4 % розчині HNO3 в спирте. Дослідження проводили на мікроскопах «Neophot-32» та «Versomet» при різних збільшеннях. Мікротвердість міряли при загрузках 100 г на мікротвердомірі М-400 фірми «Leco». Розмір зерна визначали по шкалах ГОСТ 5639-82. Цифрове зображення мікроструктур отримано за допомогою фотокамери «Olympus». На рис.2 представлено зварне з'єднання труб Ø38х3мм. Хімічний склад показано в табл. 1.

Таблиця 1. Хімічний склад сталі, %

Марка сталі	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al
20	0,20	0,24	0,47	0,015	0,016	0,05	0,05	0,25	0,05	0,01
X70	0,08	0,25	1.4	0,013	0,008	0,05	0,13	0,1	0,07	0,04

Рис. 2. Зварне з'єднання труб Ø38х3мм

Для створення керуючого магнітного поля, було вирішено використовувати постійні магніти. Це дозволило відмовитись від додаткового джерела живлення і значно зменшити габаритні розміри зварювальної машини. Розподіл КМП в дуговому зазорі значно залежить від взаємного місцезнаходження магнітів. В процесі досліджень характеру розподілу КМП, змінювали зазор між трубами h, відстань між магнітами L і відстань від магнітів до торців труб L_1 і L_2, рис. 3. Значення індукції КМП вимірювали приладом типу Ф-4354/1 та 43202.

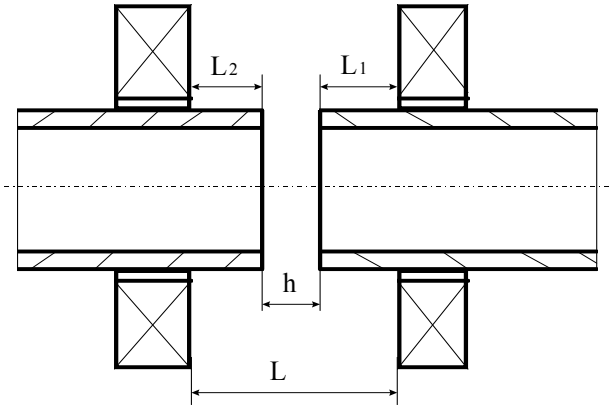


Рис. 3. Схема дослідження розподілення керуючого магнітного поля

Дослідження виявили, що коли магніти розташовані симетрично (L_1 = L_2) та зазор незмінний (h=5мм) із зростанням відстані між магнітами радіальна складова індукції B_p КМП зменшується. На внутрішній кромці торця труби зміни розподілення B_p незначні, а абсолютне значення не перевищує 10мТ. На зовнішній кромці труби зміна розподілення B_p досягає 110 мТ. Великий градієнт магнітного поля має несприятливий вплив на стійкість пересування дуги. Зменшення градієнту за рахунок збільшення відстані L між магнітами не дає потрібного ефекту, оскільки одночасно зменшується величина B_p, яка безпосередньо впливає на пересування дуги з високою швидкістю без зупинок і коротких замикань. В зв'язку з цим необхідно прагнути до меншого градієнту магнітного поля при мінімально допустимому значенні B_p на зовнішній кромці труби.

Стабільність пересування дуги залежить від струму дуги, зварювальної напруги, індукції керуючого магнітного поля (КМП) та підготовки торців труб. Встановлено що, при ПМД зварюванні деталей із феромагнітних матеріалів, дуга починає своє пересування на внутрішніх частині, незалежно від місця збудження. Пересування дуги на початковому етапі характеризується відносно низькою швидкістю, тому що на внутрішніх кромках торців величина радіальної складової індукції КМП незначна. По мірі нагрівання торців збільшується магнітний зазор, а значення радіальної складової індукції КМП зменшується. Змінюється характер впливу феромагнітної маси деталі. Дуга починає пересуватися з прискоренням. По мірі подальшого нагрівання на поверхнях торців створюється плівка рідкого металу, рухомість активних плям дуги знижується. Відбувається місцеве зменшення зазору пересувної краплі рідкого металу та загальне скорочення дугового проміжку в наслідок температурного розширення при контактної зони деталей. Це впливає на зниження швидкості пересування дуги. Стійкість пересування дуги залежить від її радіального зміщення по торцях труб. Положення дуги на торцях зварюваних деталей в значній мірі визначається керуючим магнітним полем (КМП) і феромагнітними масами деталей. На дугу впливає аксіальна складова B_a індукції КМП, яка постійно присутня в дуговому проміжку. Проведені заміри швидкості пересування дуги, показали що максимальна швидкість досягає 82м/с при зварюванні труб діаметром 42мм з товщиною стінки 4 мм, рис. 4.

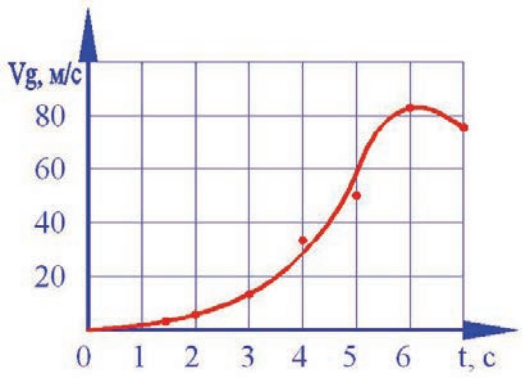


Рис. 4. Швидкість руху дуги між торцями труб ∅ 42×4 мм

В процесі зварювання на хід процесу впливають різні фактори, що викликає необхідність проведення контролю якості зварних з'єднань. Основною умовою формування звареного з'єднання є процес спільної пластичної деформації деталей, що зварюються. На процес формування з'єднань впливають наступні фактори:

– стан торцевих поверхонь (температура поверхні, наявність мікронерівностей, оксидних плівок і інших забруднень);

– розподіл температури в деталях;

– величина і характер пластичної деформації торців при осадці.

Дослідження оплавленого зразка зі сторони катода. На краю зразка ділянка литого металу. Ширина ділянки по центру 650 мкм (0.65мм), по краям 450 мкм (0.45мм). Структура феррито-перлітна (рис.6,а), де можна бачити доэтектоїдний ферит в виде оторочок вздовж граней кристалів, видманштеттів ферит, ферит з впорядоконою 2-ою фазою та невеликою кількістю поліедричного фериту. Твердість металу на ділянці HV1- 2450 – 2640 МПа. Дослідження зони термічного впливу (ЗТВ). Ділянка крупного зерна. Прилеглий до литого зерна ділянка відрізняється крупним розміром зерна (4 – 5 бал по ГОСТ 5639-82) по мірі віддалення від краю зразка бал зерна зменшується і на відстані 900 мкм розмір зерна 6.- 7. Загальна ширина ДКЗ – 1800 мкм. Структура представляє собою крупні перлітні зерна, які облямовані тонкими феритними оторочками (доевтектоїдний ферит). Спостерігаються ділянки феррито перлітної суміші, де ферит виділяється у вигляді відманштетового, з упорядоченою 2-ою фазою та невеликою кількістю поліедричного фериту. Кількість феритної складової менше, ніж перлітної. Твердість на ділянці перегріву ближче до литого металу HV1- 2130 – 2450 МПа. Після 900 мкм від литого металу HV1- 1910 – 2130 МПа.

По мірі приближення до ділянки повної перекристалізації підвищується кількість фериту.

Ділянка повної перекристалізації (дрібного зерна). Бал зерна 10-9 (ГОСТ 5639-82), ширина ділянки 800 мкм. Структура дрібнозерниста феррито перлітна, твердість металу HV1- 1810 – 1910 МПа. Ділянка неповної перекристалізації. Бал зерна № 8 по ГОСТ5639-82, ширина ділянки 700 мкм. Структура феррито перлітна зі слідами прокату, твердість металу на ділянці HV1- 1810 – 1900 МПа. Загальна ширина ЗТВ – 3300 мкм, рис.5, а.

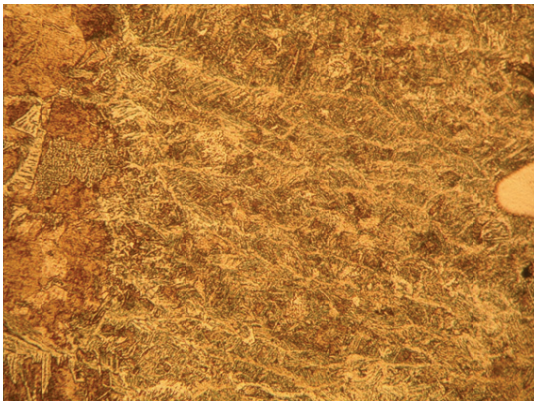
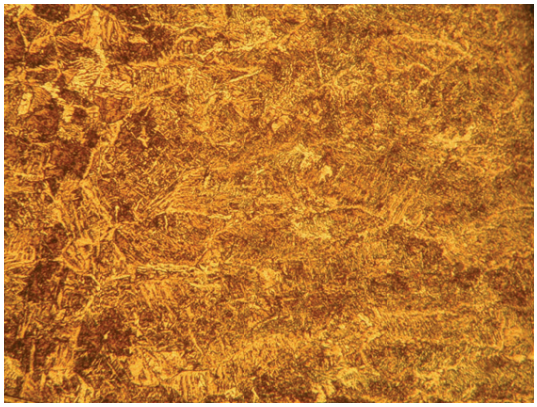
а) х200  б) х200 

Рис. 5. Мікроструктура оплавленого краю: а – зі сторони катода; б – зі сторони анода

Основний метал має феррито перлітну структуру з явними слідами прокату, бал зерна № 8, твердість HV1- 1760 – 1810 МПа. Результати вимірювань твердості від основного металу до розплавленого краю зразка, при загрузці 100 г, шаг 200мкм, 100 мкм.

ОМ 1760; 1810;1820; 1820;1790 шаг 200 мкм \ УНП 1860;1990;1810;1920;1800 шаг 200 мкм / УМЗ 1920; 1810;1810; 1860; 1800; 1830; 1910; 1910 шаг 100 мкм / УКЗ 1910; 1910; 1990; 1990; 1990; 1990; 2130; 2130; 2360; 1990; 2060; 2130; 2430; 2350; 2350; 2540; 2160 шаг 100 мкм / литий метал 2360; 2450; 2540; 2640; 2540; 2540 МПа шаг 100 мкм.

Дослідження оплавленого зразка зі сторони аноду. Структура досліджуваних ділянок зразка така ж як в зразку, катод. Необхідно відмітити більшу кількість перліту в структурі. Лита ділянка показана на рис. 5, б. Ширина в центрі 600мкм, по краях 300 мкм. Твердість литого металу HV1- 2130 – 2740 МПа. Ділянка перегріву, яка прилегла до ділянки литого металу, ділянка перегріву з найбільш крупним зерном. Ширина 700 мкм, бал зерна № 4-5 по ГОСТ 5639-82, твердістю HV1- 2050 – 2210 МПа. Ділянка крупного

зерна після 700мкм. Бал зерна 6-7, ширина ділянки загальна 2100 мкм. Твердість HV1- 1870 – 2450 МПа. Ділянка повної перекристалізації (дрібного зерна), ширина 1250 мкм, бал зерна 10-9 по ГОСТ 5639-82, твердість металу HV1- 1760 – 1920 МПа. Ділянка неповної перекристалізації. Ширина 700мкм. Бал зерна № 8, твердістю HV1- 1700 – 1890 МПа. Загальна ширина ЗТВ – 4050 мкм.

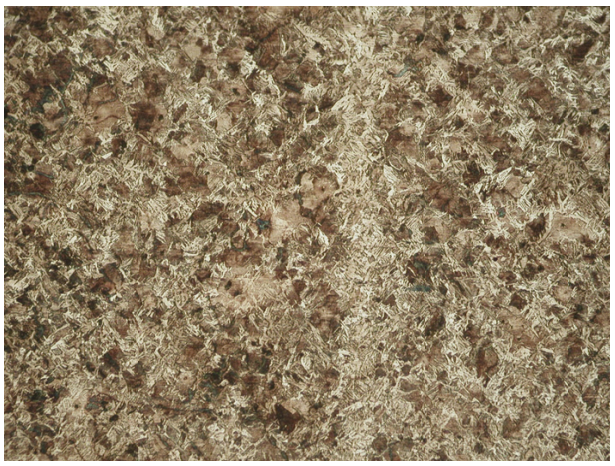
Результати вимірювань твердості від основного металу до розплавленого краю зразка, при навантаженні 100 г, шаг 200мкм, 100 мкм. Шаг 100 мкм: Основний метал - 1860; 1860; 1730; 1640; 1930; 1760; 1800;\ УНП 1510;1800; 1760; 1750; 1700; 1890; 1760; 1700/ УДЗ 1920; 1760;1760;1880; 1880; 1880; 1990; 1930; 1760/ УКЗ 1760; 1930; 1930; 1890; 2050; 1990; 1810; 1870; 1870; 1870;1870;1990; 2280; 1870; 1870;2450;2130;2130;1870; 2210; 2210;1970; 2050;2050;2050; / литий метал 2130;2130; 2740; 2580;2580

За результатами проведених досліджень було розроблено технологію ПЗМД труб малого діаметру до 60 мм, [4]. В табл. 2 показані механічні властивості зварних з'єднань.

Таблиця 2. Механічні властивості зварних з'єднань труб

Марка сталі	Діаметр труб, мм	σ_B, МПа		KCV, $_{+20°C}$, Дж/см^2		KCV, $_{-20°C}$, Дж/см^2	
		Основний метал	Зварне з'єднання	Основний метал	Зварне з'єднання	Основний метал	Зварне з'єднання
20	38 δ=3	508...525 516,5	512...545 528,5	56…58 57	54...58 56	56…59 57,5	54...62 58
X70	32 δ=2,5		553…584	86…91,3 88,6	59…78,1 68,5	77,8…98 87,9	74…84,5 79,3

Лінія з'єднання досить виражена по всій висоті шва. Ширина смуги лінії з'єднання становить в центрі 50 - 70 мкм, у грата доходить до 200 мкм (рис. 6). Мікроструктура являє собою ферито-перлітну суміш, де перліт спостерігається у вигляді тонких пластин по межах феритних виділень (пластинчастий ферит з упорядкованою і невпорядкованою 2 фазою).



x100

Рис. 6. Лінія з'єднання і ділянка перегріву зварного з'єднання

Твердість смуги лінії з'єднання HV1-2150, 2150, 1990, 2280, 2060, 2280, 2060 МПа.

Мікроструктура ЗТВ на ділянці перегріву (великого зерна) ферито-перлітна. Перліт виділяється у вигляді окремих зерен і в складі ферито-перлітної суміші. Бал зерна на ділянці великого зерна відповідає № 6-5. Твердість становить HV1-1930-2210 МПа. Ширина ділянки перегріву ~ 1200-1300 мкм. Віддаляючись від лінії з'єднання структура ділянки перегріву подрібнюється, менше стає перліту, що виділився у вигляді окремих великих зерен. На ділянці повної перекристалізації структура дрібнозерниста (бал 9-10 по ГОСТ 5639-82) ферито-перлітна з переважанням феритної складової, ширина ділянки 1400 мкм, твердість HV1-1640-1870 МПа. Основний метал являє собою ферито-перлітну суміш з явними слідами прокату, бал зерна основного металу № 8 по ГОСТ 5639-82. Твердість основного металу HV1-1510-1710 МПа. Структура металу грату така ж, як на ділянці перегріву у лінії з'єднання, але трохи крупніше (бал зерна № 5). Твердість металу в граті HV1 2320-2580 МПа. Структура в граті не містить перлітних зерен і складається з ферито-перлітної суміші, де присутній ферит по Відманштету у великій кількості, полігональний ферит, а також пластинчастий ферит з упорядкованою і невпорядкованою другий

фазою. Структура грата зберігає елементи литої структури. У металі грата виявлені пора і мікротріщини. Твердість HV1 2280-2540 МПа. Ширина ЗТВ зварного з'єднання - 6800 мкм.

Твердість зварного з'єднання вимірювали по лінії ОМ - ЗТВ - лінія з'єднання - ЗТВ - ОМ з навантаженням 100 г і кроком 500, 300, 200 і 100 мкм. Значення твердості приведені в МПа, рис. 7.

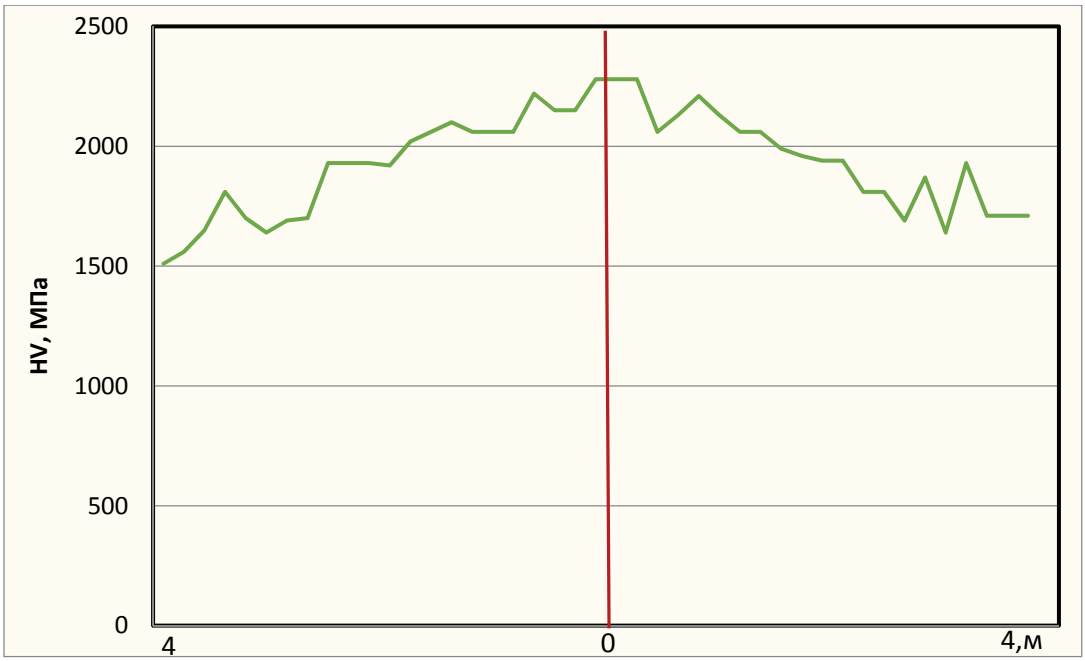


Рис. 7. Твердість зварного з'єднання по лінії: ОМ – ЗТВ – ЛЗ – ЗТВ – ОМ

По результатам виконаних досліджень розроблено проект машини для пресового зварювання труб діаметром до 51 мм [5], рис. 8.

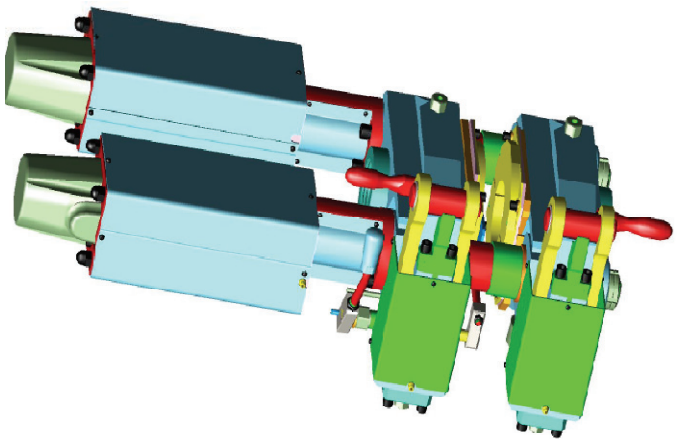


Рис. 8. Машина для пресового зварювання труб

Висновки

Визначено оптимальні значення складових індукції магнітного поля.

Аксіальна складова індукції магнітного поля впливає на положення дуги в зазорі поміж торцями деталей.

Визначено основні технологічні параметри: підготовка торців труб; індукція КМП; напруги дуги; зварювальний струм; швидкість осадки.

Визначено вплив рідкого розплаву металу в дуговому проміжку в процесі нагрівання на формування зварних з’єднань труб.

Зміщення дуги на кромки деталей супроводжується стрибкоподібним підвищенням напруги дуги та збільшенням числа її обертань.

Визначено вплив основних технологічних параметрів в процесі нагрівання торців та осадки при з'єднанні труб повітроводів в умовах вагоноремонтного підприємства та тепличних комбінатів пресовим зварюванням магнітокерованою дугою.

Металографічні дослідження показали відсутність пор по лінії зварного з'єднання.

Вимірювання твердості по лінії основний метал -ЗТВ– лінія з'єднання –ЗТВ- основний метал, показали, підвищення твердості на 10…15 % по лінії зварного з'єднання.

Механічні властивості зварних з'єднань на рівні механічних властивостей основного металу.

Розроблено технологію зварювання труб для використання на вагоноремонтних підприємствах та будівництві і ремонті тепличних комбінатів.

Розроблено проект машини для пресового зварювання труб при ремонті вагонів залізничного транспорту та тепличних господарствах.

1. *Ganovski F.J*., The magnetarc welding process. / Weld. Met. Fab, June, 1974.
2. *Edson D.A*., Magnetically Impelled Arc Butt Welding of Thick Wall Tubes, International Institute of Welding, III-726-82, July 1982.
3. *Takagi K., Aracida F*. Magnetically Impelled Arc Butt Welding of gas pipeline. - Metal Construction, 1982, № 10, p.542-548.
4. *Кучук-Яценко С.И., Качинский В.С., Коваль М.П*., Прессовая сварка магнитоуправляемой дугой (ПСМД) труб и трубопроводов из высокопрочных сталей нефтяного сортамента, Специализированный научный журнал «Наука и технологии трубопроводного транспорта нефти и нефтепродуктов», 36 – 43стр., 4, 2011, Россия.
5. *Спосіб* пресового зварювання, Патент на винахід № 100278 від 10.12.2012р., Україна, Кучук-Яценко С.І., Качинський В.С., Коваль М.П.
6. *Машина* для пресового зварювання труб з нагріванням дугою, керованою магнітним полем, Патент на винахід № 95360 від 25.12.2014р., Україна, Кучук-Яценко С.І., Качинський В.С., Галахов М.В., Коваль М.П., Клименко В.І.

ПРОЕКТ 8.11

Розробка промислової технології отримання високоміцних деталей роз'ємних з'єднань підвищеного ресурсу із титанового сплаву ВТ22 та способів підвищення їх фретингостійкості

8.11.1. Розробка технології швидкісної термомеханічної обробки деталей кріплення з титанового сплаву ВТ22 для забезпечення підвищеного рівня службових характеристик

УДК 669.225

ВИГОТОВЛЕННЯ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ ДЕТАЛЕЙ РОЗ□ЄМНИХ З□ЄДНАНЬ АВІАЦІЙНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ ЗІ СПЛАВУ ВТ22 ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ СПЕЦІАЛЬНИХ МЕТОДІВ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ І ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБОК

Академік НАН України **О.М. ІВАСИШИН**[1], доктор техн. наук **П.Е. МАРКОВСЬКИЙ**[1],
канд. фіз.-мат. наук **О.П. КАРАСЕВСЬКА**[1], аспірант **І.М. ГАВРИШ**[1], кандидат техн. наук, **О.Г. ЛУК'ЯНЕНКО**[2],
кандидат техн. наук **С.Л. АНТОНЮК**[3]
([1]Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України,
[2]Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України,
[3]ДП «АНТОНОВ»)

Із застосуванням швидкісної термічної обробки та гарячого висаджування головок виготовлена дослідно-промислова партія стикувальних болтів М12 авіаційного призначення з прутків сплаву ВТ22 отриманих інтенсивною гарячою пластичною деформацією (кроковим куванням-прокатуванням). Після фінального старіння при випробуванні розтягом болти характеризувалися межею плинності та міцності 1380 МПа й 1455 МПа, відносним видовженням та звуженням 7,2 % і 24,3 % відповідно. Випробування на втому та малоциклову втому, проведені за розробленою на ДП «АНТОНОВ» програмою випробувань, показали, що обидві характеристики є майже удвічі вищими в разі, коли накатування різьблення виконується в повністю термічно зміцненому стані, тобто після фінального старіння. Зроблено висновок щодо можливості підвищення втомних характеристик болтів у разі вдосконалення технології механічної обробки.

Ключові слова: *високоміцні деталі роз'ємних з'єднань, титанові сплави, міцність і пластичність, втома, спеціальна термомеханічна обробка, швидкісна термічна обробка*

1. ВСТУП

Титанові сплави є конструкційним матеріалом, який характеризується рядом унікальних властивостей, перш за все – високою питомою міцністю. Переваги титанових сплавів над сталевими аналогами стають більш очевидними при використанні у відповідальних виробах авіакосмічної техніки в разі, коли вони застосовуються у високоміцному стані [1, 2]. Наприклад, заміна стальних деталей роз'ємних з'єднань з рівнем міцності не нижче 1400 МПа на титанові в такому літаку, як АН-124 «Руслан», дозволить знизити його вагу щонайменше на 400 kg. Крім того, суттєво краща корозійна стійкість титанових сплавів збільшить ресурс виробів та полегшить проведення ремонтних робіт. На цей час у літаках використовують роз'ємні з'єднання, виготовлені з титанових сплавів методом холодного висаджування з рівнем міцності не вище 1100 МПа [3], оскільки не існувало промислової технології виробництва таких деталей з кращими характеристиками. Але нами було показано, що, застосовуючи до напівфабрикатів сплаву ВТ22 з певною вихідною мікроструктурою обов'язкове гартування у воду [4] та спеціальну Швидкісну Термічну Обробку (ШТО) [5], можна виготовити болти, які мають міцність понад 1400 МПа добре збалансовану з характеристиками пластичності. Дана робота присвячена розробці промислової технології, виготовленню та випробуванням дослідної партії високоміцних стикувальних болтів М12 зі сплаву ВТ22 із напівфабрикатів, отриманих методом крокового кування-прокатування [6].

2. МАТЕРІАЛ І МЕТОДИКИ

Оскільки головною проблемою при виконанні цієї роботи виявилась відсутність напівфабрикату

© О.М. ІВАСИШИН, П.Е. МАРКОВСЬКИЙ, О.П. КАРАСЕВСЬКА, І.М. ГАВРИШ, О.Г. ЛУК'ЯНЕНКО, С.Л. АНТОНЮК, 2015

сплаву ВТ22 з потрібною для отримання високоміцного стані при швидкісній термічній обробці (ШТО) [7]. В зв'язку з тим, що отримати необхідний матеріал від промислового виробника сплаву не вдалося, було проведено комплекс робіт щодо отримання необхідних прутків іншим шляхом, а саме – із використанням інноваційного методу крокового кування-прокатування [8] на підприємстві «Патон-Вірменія» [6]. Деталі цього виду технології описані в роботах [8, 9].

На другому етапі роботи напівфабрикатом були прутки сплаву ВТ22 довжиною 1,6 m діаметром 18 mm, виготовлені методом крокового кування-прокатування. Ці прутки були піддані ШТО за режимом, який було апробовано в роботі [5] – нагрівання зі швидкістю 20°C/s до температури 900°C з наступним гартуванням у воду. ШТО виконували резистивним методом шляхом пропускання току промислової частоти на установці розробленій в ІМФ НАН України. Після ШТО прутки були розрізані на заготівки довжиною 180 mm та обточені на діаметр 13 mm і, після швидкісного (індукційного) нагрівання з одного краю (середня швидкість 40°C/s, температура 750-780°C), на горизонтально-кувальній машині були сформовані головки болтів. Після цього заготівки було розділено на дві партії. Перша (партія № 1) була піддана старінню при 630°C протягом 6 h, після якого були проведені фінішна механічна обробка та накатування різьблення. Друга (партія № 2) спочатку була піддана механічній обробці та накатуванню різьблення, а вже після цього – заключному старінню за тим же режимом. З кожної партії було вибрано по три болти, з яких виточили зразки для стандартних випробувань на розтяг за стандартом ASTM E8. По 10 болтів з кожної партії були піддані випробуванням на втому та малоциклову втому (МЦВ) згідно зі спеціально розробленою в ДП «АНТОНОВ» «Програмою випробувань гарячевисадних болтів з високоміцного титанового сплаву ВТ22» та із застосуванням спеціального оснащення. Болти випробували пульсуючим стисканням та розтягуванням за симетричного циклу з максимальною амплітудою 19 kgf/mm^2 та 29 kgf/mm^2 (втома та малоциклова втома відповідно). На різних стадіях обробки вибиралися заготовки, на яких вивчали мікроструктуру (світлова мікроскопія – LM) та фазовий склад (рентгенівський аналіз – XRD). Після втомних випробувань злами болтів досліджували за допомогою сканувальної електронної мікроскопії (SEM).

3. РЕЗУЛЬТАТИ І ОБГОВОРЕННЯ

3.1. Напівфабрикат, отриманий кроковим куванням – прокатуванням

На Рис. 1 наведено типову мікроструктуру сплаву ВТ22 на різних етапах термомеханічної та термічної обробок. Добре видно, що вихідна грубозерниста структура (Рис. 1а) в процесі жорсткої деформації перетворюється у видовжені β зерна зі слідами дрібної α фази (Рис. 1б), але при цьому жодних ознак ані динамічної, ані статичної рекристалізації при наступному відпалі (Рис. 1в) не спостерігається.

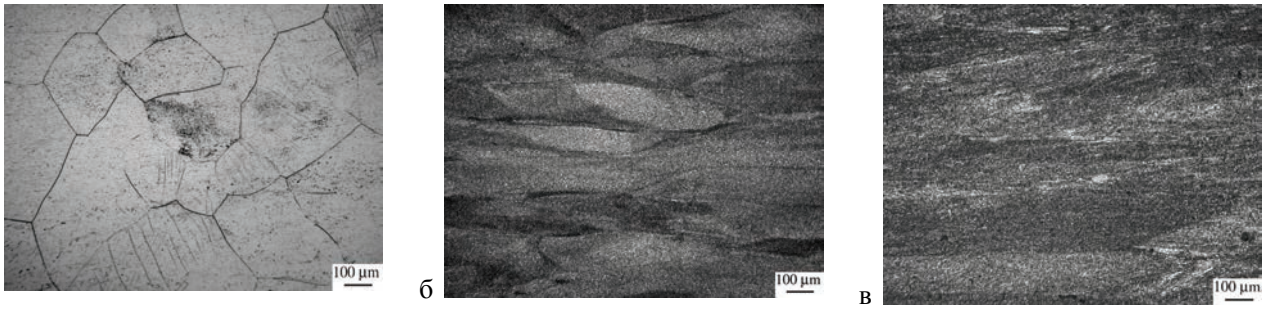


Рис. 1. Мікроструктура сплаву ВТ22 у (а) стані заготівки, (б) після прокатування-кування, та (в) після наступного відпалу за режимом: 825 °C, 1 година, охолодження до 750 °C, 2 години, +600 °C, 4 години

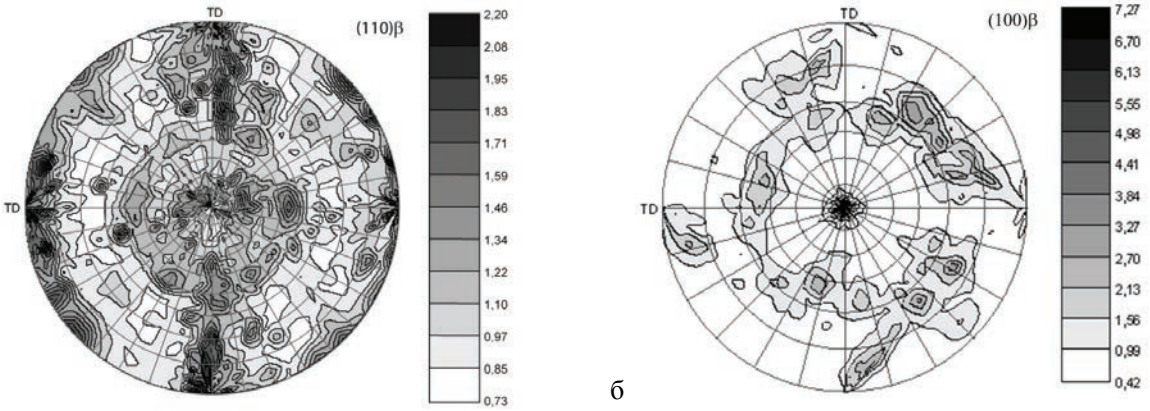
На кожній стадії обробки були виміряні механічні характеристики, результати яких наведено в Таблиці 1. З цих даних добре видно, що незалежно від стані вихідної заготівки після прокатування сплав ВТ22 відзначався дуже високою міцністю (1533-1588 МПа) і неприпустимо низькими характеристиками пластичності (№ № 1 і 3 в Таблиці 1). Але, після відпалу за стандартним для цього сплаву режимом: 825 °C, 1 година, охолодження до 750 °C, 2 години, +600 °C, 4 години, механічні характеристики матеріалу відповідають, а у випадку другого типу заготівки і суттєво перевищують, вимоги до пруткових напівфабрикатів зі сплаву ВТ22 [3].

Оскільки було незрозуміло, як подібні високі механічні характеристики можуть співвідноситися з неоптимальною з нашої точки зору мікроструктурою (Рис. 1в), було проведено детальне вивчення змін

кристалографічної текстури сплаву, які відбуваються при подібній деформаційній обробці. Отримані повні полюсні фігури наведено на Рис. 2. З порівняння цих даних можна зробити висновок, що майже хаотична вихідна кристалографічна текстура напівфабрикату (Рис. 2а) в процесі деформації перетворилася на дуже гостру аксіальна (110)β текстуру (Рис. 2б). Разом із даними дослідження мікроструктури щодо відсутності жодних ознак рекристалізації (яка при подібному співвідношенні температури та ступеня деформації повинна була б спостерігатися [4]), це дозволяє припустити, що в даних «жорстких» умовах деформування пластична деформація матеріалу реалізується головним чином шляхом розвертання кристалографічної ґратки матричної β фази.

Таблиця 1. Механічні властивості сплаву ВТ22 у різному стані; випробування на розтяг

№	Обробка	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B, МПа	$\delta_{\text{рівномірне}}$, %	$\delta_{\text{загальне}}$, %	ψ, %
1	Кування-прокатування, заготівка № 1	1488	1533	1.45	1.91	6.81
2	№ 1 + відпал	1025	1069	11.35	14.48	40,84
3	Кування-прокатування, заготівка № 2	1518	1588	2.85	3.49	6.97
4	№ 3 + відпал	1045	1133	15.26	18.12	40.84



а б

Рис. 2. Повні полюсні (110) β фігури сплаву ВТ22 у (а) вихідному стані (заготівка № 2) та (б) після кування+прокатування

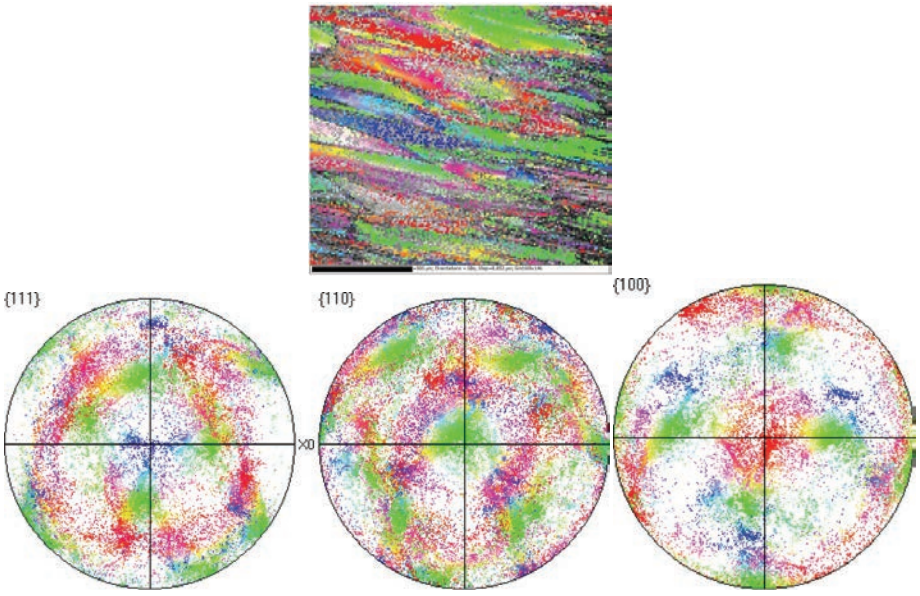


Рис. 3. Результати EBSD – досліджень сплаву ВТ22 в стані після прокатування-кування

На підтвердження цього висновку також свідчать данні виконаних нами EBSD – досліджень (Рис. 3), які показують, що великі видовжені зерна β фази мають одно направлену кристалографічну

орієнтацію без утворення субзерен та/або рекристалізаційних зародків іншої орієнтації, а сусідні зерна мають суттєву (висококутову) різницю в просторовій орієнтації.

Після гарячої деформації з прутків були вирізані дослідні зразки, одна частина з яких була піддана спочатку стабілізуючому відпалу, а потім швидкісній термічній обробці (ШТО – подробиці дивись у фінальному звіті за попереднім проектом), а друга частина була піддана ШТО безпосередньо у деформованому стані. В обох випадках ШТО проводилася за одним режимом, а саме – нагрівання зі швидкістю 20°C·c-1 до 920°C, гартування у воду з наступним пічним старінням при 620°C на протязі 7 годин. Випробування механічних характеристик показали, що краще співвідношення характеристик міцності та пластичності, а саме: $\sigma_{0.2}$=1430 МПа, σ_B=1515 МПа, $\delta_{загальне}$=7 % , ψ=27,4 % було отримане після застосування ШТО безпосередньо одразу ж після прокатування. Також було перевірено вплив температури старіння на баланс між міцністю та пластичністю і встановлено, що варіювання цієї температури у дуже вузькому інтервалі 620-640°C приводить до разючих змін: межа міцності падає з 1515 до 1350 МПа, а відносне видовження зростає всього від 7 до 9 %.

Зовнішній вигляд вихідної заготівки та отриманого прутка наведені на Рис. 4.

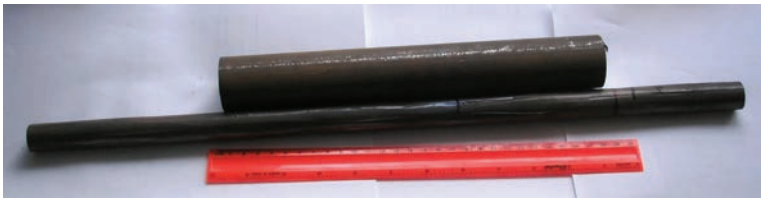


Рис. 4. Заготівка Ø 40 мм та частина прутка Ø 18 мм, отриманого з неї кроковим прокатуванням-кування

3.2. Розробка технічних вимог на прутки

Базуючись на вище наведених результатах були розроблені технічні вимоги на прутки діаметром 18 мм та технологічна карта виробництва дослідної партії. Технічні вимоги до прутків сформульовані наступним чином:

- Кінцевий діаметр прутків 18±0,5 мм;
- Мікроструктура – не гірше 5 балу за шкалою ВІАМ;
- Фазовий склад – двофазній α+β;
- Механічні характеристики після стандартного відпалу: $\sigma_{0.2}$≥1050 МПа, σ_B≥1080 МПа, $\delta_{загальне}$≥14 % , ψ≥35 % .

Загальна технологічна карта виготовлення прутків має наступний вигляд:

1) Підготовка структурно-фазового стану заготівки – відпал 900°C, витримка 1 година, гартування у воду, нагрівання 15°C на хвилину до 350°C, витримка 2,5 години, нагрівання до 580oC, витримка 4 години, охолодження з піччю;
2) Нагрівання заготівки до 950°C індуктором зі швидкістю не менше 20°C за секунду;
3) Крокове прокатування – кування з діаметру 40 мм до діаметру 18 мм за один прохід;

Наступна обробка заготівок має включати:

1) ШТО зі швидкістю 20°C·c-1 до 920°C, гартування у воду;
2) Індукційне нагрівання зі швидкістю не менше 40°C·c-1 до 700-750°C, формування голівки на горизонтальній кувальній машині за один прийом, гартування у воду;
3) Заключне старіння при 620°C, 7 годин.

3.3. Виготовлення промислової партії болтів.

Відповідно до визначеного в якості оптимального режиму крокового прокатування-кування було виготовлено партію прутків Ø18 мм та довжиною приблизно 1700 мм загальною кількістю 18 шт. Кожен пруток було піддано ШТО (Рис. 5) за наведеним вище режимом.

Після ШТО прутки були порізані на заготівки довжиною 190 мм та піддані індукційному нагріванню до приблизно 750°C з наступним формування голівки на горизонтально-кувальній машині. Приклад отриманих заготівок наведено на Рис. 6. Загалом було виготовлено 92 заготівки під болти та 12 зразків-свідків для проведення стандартних досліджень механічних характеристик статичними методами (на розтяг).

Рис. 5. Швидкісна термічна обробка прутків 18 мм, отриманих кроковим прокатуванням-куванням

Рис. 6. Заготівки болтів М12 після стадії висаджування голівок

На цій стадії за вимогою технологів ДП «АНТОНОВ» з партії було виділено 40 заготівок для встановлення впливу умов накатування різьблення на болти у вихідному «м'якому» (тобто загартованому на метастабільну β фазу) та термічно зміцненому станах. З половини відібраних заготівок було виточені болти та, після вибору режиму накатування, накатане різьблення (Рис. 7), і разом із другою половиною (не підданій механічній обробці) вони були піддані старінню.

Рис. 7. Партія стикувальних болтів М12 до заключного старіння

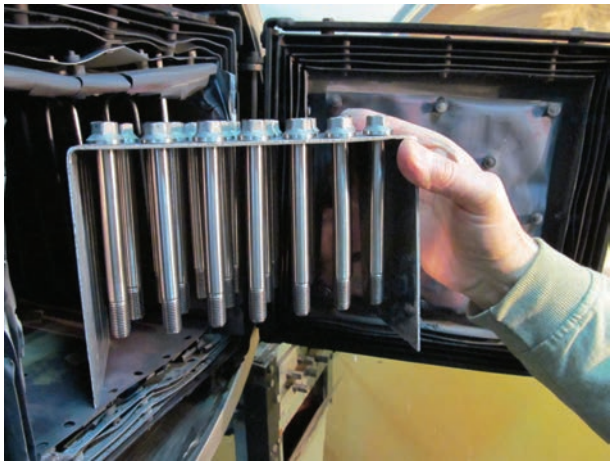


Рис. 8. Встановлення касети з болтами до вакуумної печі

Старіння болтів та заготівок виконували у промисловій вакуумній печі за вищевказаним режимом. При цьому заготівки та зразки-свідки розташовувалися на поді печі, а болти – у вертикальному стані на спеціальній касеті (Рис. 8) з метою запобігання порушень геометрії різьблення і болтів в цілому.

3.4. Натурні випробування болтів М12

Як було показано вище, інтенсивна пластична деформація при кроковому куванні-прокатуванні за відносно невисоких температур приводить до формування специфічного структурно-фазового стану сплаву ВТ22. Потрібно відмітити, що ці особливості полягають у тому, що завдяки унікальному поєднанню температури та швидкості деформації, на відміну від звичайної (відносно повільної) термомеханічної обробки [10] не встигають розвинутися процеси рекристалізації і, як наслідок не відбувається принципової трансформації вихідної зеренної та внутрішньозеренної пластинчастої мікроструктури. В роботах [11, 12] було показано, що в цьому випадку пластична деформація релаксує не шляхом рекристалізації, а розворотом кристалічної ґратки в межах вихідних зерен, які дещо змінюють свою форму на видовжену в напрямку основної течії металу. Саме внаслідок цього й формується надзвичайно «гостра» кристалографічна текстура аксіального типу, яка завдяки вкладу анізотропії певною мірою компенсує недоліки в будові мікроструктури, підвищуючи механічні характеристики матеріалу.

Після проведення ШТО та фінального старіння випробування стандартних механічних характеристик на розтяг зразків, вирізаних з готових болтів, показали наступні результати: межа

плинності – 1380 МПа, межа міцності – 1455 МПа, відносне видовження – 7,2 % , відносне звуження – 24,3 % , що цілком відповідає меті, поставленій перед цією роботою.

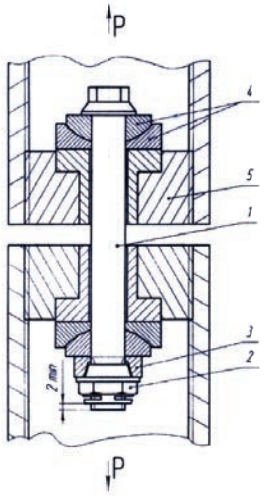


Рис. 9. Схема встановлення болтів у випробувальне оснащення. 1 – болт, 2 – гайка, 3 – шайба, 4 – сферична шайба, 5 – оснащення

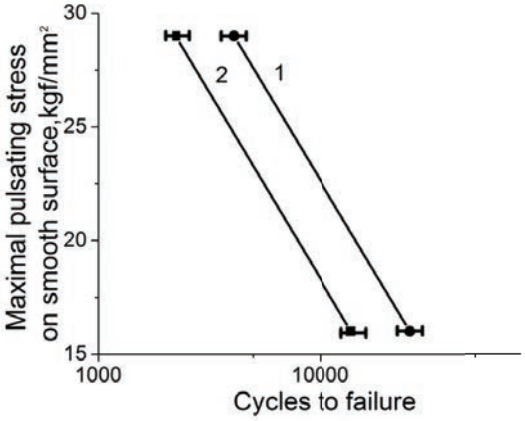


Рис. 10. Результати втомних випробувань болтів зі сплаву ВТ22. 1 – партія № 1; 2 – партія № 2

Рис. 11. Зовнішній вигляд випробуваних на втому болтів. 1 – партія № 1; 2 – партія № 2

Результати втомних випробувань наведені на Рис. 10, з яких добре видно, що як втома, так і малоциклова втома є суттєво вищими для болтів партії № 1, в якій різьблення накатували у термічно зміцненому стані. Так, відмінність між партіями № 1 і 2 у середніх значеннях малоциклової втоми складають 4103 цикли проти 2251 цикли, а в середніх значеннях втоми – 25360 циклів проти 13808 циклів, тобто майже у два рази. Інша принципова відмінність партій № 1 і 2 полягала в тому, що в першому випадку руйнування відбувалося по галтельному переходу під головками, а в другому – по першим двом виткам різьблення (що є типовим для болтів) (Рис. 11). Тобто – у першій партії за рахунок накатування різьблення навіть менша за діаметром ділянка виявилася більш міцною, ніж у товщому місці переходу до головки болта. З цього можна зробити висновок, що нанесення різьблення забезпечує додаткове зміцнення й має виконуватися після всіх операцій термообробки.

Для фактографічних досліджень з обох партій були відібрані болти, які вистояли найменшу та найбільшу кількість циклів при обох видах випробувань. Типовий загальний вигляд зламу та схема опису наведені на Рис. 12. Спільним для всіх випробуваних болтів було те, що мало місце одночасне утворення великої кількості джерел втомних тріщин по всій зовнішній поверхні болтів. З порівняльного аналізу зламів болтів партії № 2 можна зробити висновок, що принципової різниці в загальній будові зламів болтів, що витримали мінімальну та максимальну кількість циклів навантаження немає. У той же час можна відмітити деяку відмінність між руйнуванням болтів, що були випробувані на втому (низький рівень навантаження) та МЦВ (вищий рівень навантажень). У першому випадку джерела утворення втомних тріщин виникали лише на частині периметру різьблення, а загальна площа зламу приблизно навпіл була поділена між зоною прискореного розповсюдження втомних тріщин та зоною статичного руйнування. У другому випадку тріщини утворювалися по всьому периметру, а площа зони статичного руйнування суттєво переважала над площею зони прискореного розповсюдження втомних тріщин.

Злами болтів з партії № 1, у яких різьблення було накатане після ТО (старіння) характеризувалися тим, що при високих навантаженнях (випробування на МЦВ) у болті, який вистояв найменшу кількість циклів, переважаючу за площею частину зламу (понад 80 %) займала ділянка пришвидшеного розповсюдження втомних тріщин, тоді як у болті який вистояв найдовше така ділянка не перевищувала

50 % загальної площі при ~ 30-35 % зони втоми. Також у болті, який вистояв максимальну кількість циклів, втомні тріщини зароджувалися переважно з одного краю, а ділянка втоми була відносно невеликою.

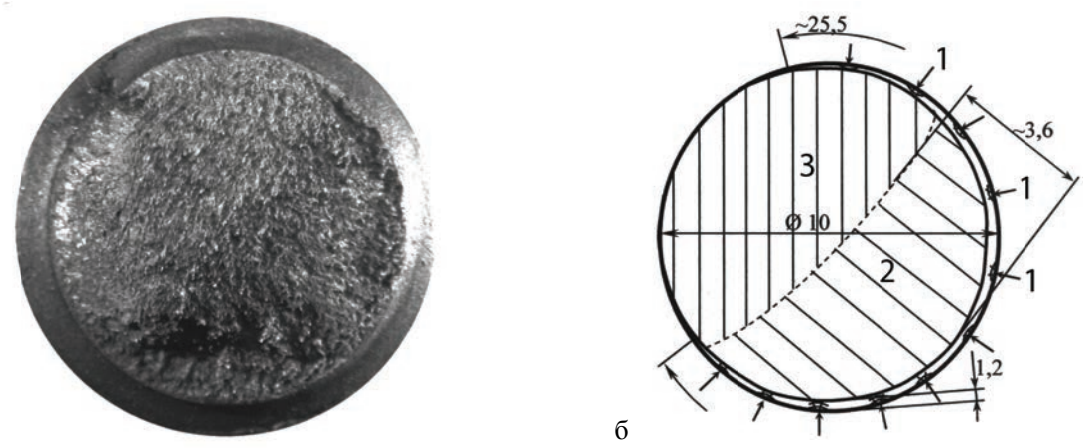


Рис. 12. Типовий загальний вигляд (a) та схема (b) зламів болтів після втомних випробувань. 1 – джерело зародження втомної тріщини, 2 – зона прискореної втоми, 3 – зона статичного руйнування (доламу)

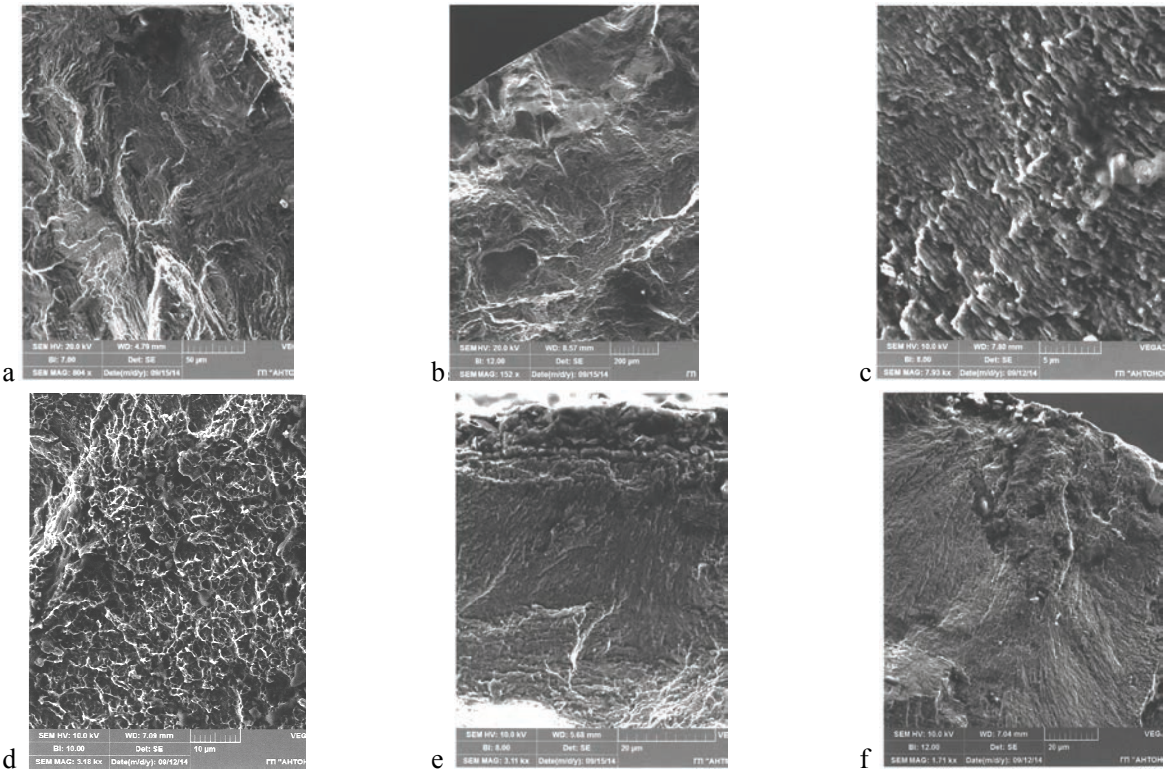


Рис. 13. Поверхня зламів болтів після випробувань на малоциклову втому (a, b, e, f), та втому (c, d). СЕМ

Деталі будови зламів наведені на Рис. 13. У випадку руйнування болтів по різьбленню (партія № 2, накатування різьблення до старіння, випробування на МЦВ, тобто, за високих навантажень), втомні тріщини зароджувалися на приповерхневих ділянках і мали типовий борозно-подібний рельєф (Рис. 13a), що свідчить про їх поступовий ріст зі збільшенням циклів навантаження. Для болтів з партії № 1, в яких різьблення було накатано після завершення термічного зміцнення (руйнування по галтельному переходу), при випробуваннях на МЦВ втомні тріщини зароджувалися також у приповерхневих шарах, і ділянки їх початкового росту мали таку ж саму будову (Рис. 13b). Вивчення поверхонь руйнування болтів з партії № 1 випробуваних на втому (менший рівень навантаження, руйнування по різьбленню) показало, що в зонах зародження та росту втомних тріщин має місце аналогічний випадку випробувань на МЦУ борозна-

подібний мікрорельєф (Рис. 13c), а зона доламування характеризується в'язким ямковим мікрорельєфом (Рис. 13d). На Рис. 13e і 5f наведено зони зародження втомних тріщин у болтах відповідно партій № № 1 та 2 випробуваних на втому (нижчий рівень навантаження), які показали при випробуваннях найвищу стійкість (максимальна кількість циклів). З порівняння цих фрактограм можна зробити висновок, що характер зародження втомних тріщин не залежить ані від місця їх утворення (різьблення чи галтельний перехід), ані від того, коли саме було виконано старіння.

3.5. Властивості болтів М12 після нанесення оксинітридного покриття

Попередніми роботами учасників проекту показано, що властивості металу визначаються фазово-структурним станом його поверхневих шарів, тому, змінюючи тонку структуру, морфологію та хімічний склад поверхневих шарів титанових сплавів - тобто проводячи модифікацію поверхневих шарів металу - можна істотно впливати на міцність, втомну довговічність, коефіцієнт тертя та ін. Інструментарієм для такої модифікації служать розроблені авторами методи регламентованого низькотемпературного термодифузійного насичення титанових сплавів киснем та азотом (рис. 14). Такий підхід (низькотемпературне термодифузійне насичення) дозволяє поєднати процес зміцнення поверхні з об'ємним зміцненням титанової матриці [13, 14].

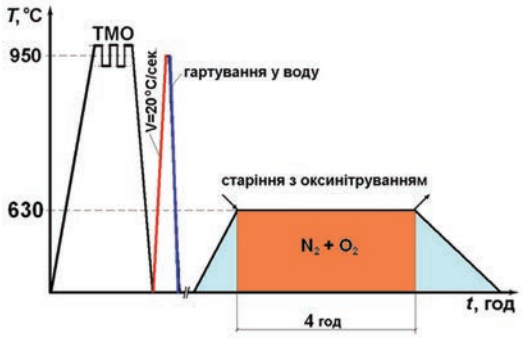


Рис. 14. Технологічна схема поверхневого модифікування деталей кріплення з титанового сплаву ВТ22

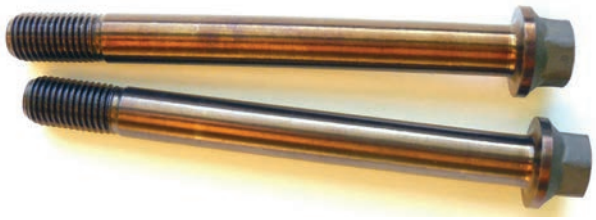


Рис. 15. Зовнішній вигляд болтів з титанового сплаву ВТ22 після поверхневого модифікування

Результати комплексних досліджень засвідчили, що модифікування домішками втілення (оксинітрування) поверхні болтів з титанового сплаву ВТ22 з формуванням оксинітридної плівки (рис. 15) в процесі старіння, забезпечує баланс трибологічних, корозійних, міцностних та втомних характеристик: практично не впливає на короткочасну міцність та пластичність металу ($\sigma_в$ = 1320…1350 МПа, δ = 9,2…9,8 % , ψ = 26…30 %), однак на 10…15 % знижує втомну міцність за умов обертового згину. Однак така обробка, у поєднанні з нанесенням покриття ВАП-2, суттєво підвищує антифрикційні властивості поверхні металу, його фретингостійкість у парі з алюмінієвим сплавом Д16Т, що відповідає умовам експлуатації деталей кріплення авіаційних конструкцій, корозійну стійкість за умов контактної корозії виробів з цих сплавів.

Аналіз отриманих результатів дозволяє зробити висновок про можливість і доцільність поєднання процесів старіння та модифікування (оксинітрування) поверхні в єдиному технологічному циклі термомеханічної обробки напівфабрикатів зі сплаву ВТ22 та запропонувати відповідну технологічну схему (рис. 14) для забезпечення балансу міцностних, втомних, трибологічних та корозійних характеристик на заданому рівні.

4. ВИСНОВКИ

1. Виготовлені за розробленою технологією дослідні титанові болти зі сплаву ВТ22 забезпечують поєднання високих характеристик статичної міцності ($\sigma_В$ > 1450 МПа) і пластичності (δ > 7 % , ψ > 24 %) з непоганими втомними характеристиками, які мають певні переваги над використовуваними високоміцними болтами М16 зі сталі ВНС-5 по питомим характеристикам.
2. Найкращі втомні характеристики болти показали у випадку накатування різьблення у повністю термообробленому (термічно зміцненому) стані.
3. При дослідженні зламів та мікроструктури випробуваних болтів було встановлено, що і) поверхня перехідного від тіла болта до голівки радіусу (галтель) має сліди від токарного інструменту, що свідчить про не виконання операцію вигладжування; іі) використане при гарячому висаджені головок

оснащення не забезпечило плавного спрямування течії металу при формуванні голівки, внаслідок чого при наступній механічній обробці ламінарні шари були перерізані. Разом ці два фактори вочевидь оказали суттєвий вплив на характеристики втоми знижуючи їх.

4. На основі отриманих результатів розроблені Технологічна інструкція щодо виготовлення високоміцних болтів авіаційного призначення, яка зараз проходить стадію узгодження та затвердження на ДП «АНТОНОВ».

1. *A Comparative* Study of the Mechanical Properties of High-Strength Beta-Titanium Alloys / Ivasishin O.M., Markovsky P.E., Matviychuk Yu.V., Semiatin S.L., Ward C.H., Fox S. // Journal of Alloys and Compounds. – 2008. – V. 457, Issues 1-2. – P. 296-309.
2. *Aging* Response of Coarse- and Fine-Grained Beta-Titanium Alloys / Ivasishin O.M., Markovsky P.E., Semiatin S.L., Ward C.H. // Mat. Sci. & Eng. A. – 2005. – Vol. 405, Issues 1-2. – P. 296-305.
3. *Глазунов С.Г., Моисеев В.Н*. Конструкционные титановые сплавы. – М.: Металлургия, 1969. – 348 с.
4. Вплив швидкості охолодження під час гартування на старіння і формування механічних характеристик титанового сплаву ВТ22 / Івасишин О.М., Марковський П.Є., Гавриш І.М., Карасевська О.П. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2014. – Том 50, № 1. – С. 60-66.
5. *Высокопрочный* титановый крепеж из сплава ВТ22 / Ивасишин О.М., Марковский П.Е., Моляр А.Г., Антонюк С.Л., Гавриш И.М. // X Международная конференция «Ti-2012 в СНГ» (22-25 апреля 2012 г., г. Казань, Россия): Сборник трудов / Научн. редакторы А.В. Александров, О.М. Ивасишин – К.: РИО ИМФ им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, 2012. – С. 39-44.
6. *Оптимизация* механических свойств прутковых полуфабрикатов из сплава ВТ22 специальной термомеханической обработкой / Ивасишин О.М., Марковский П.Е., Моляр А.Г., Мушегян В.О., Мушегян О.В. // X Международная конференция «Ti-2012 в СНГ» (22-25 апреля 2012 г., г. Казань, Россия): Сборник трудов / Научн. редакторы А.В. Александров, О.М. Ивасишин – К.: РИО ИМФ им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, 2012. – С. 102-107.
7. *Ивасишин О.М. Марковский П.Е., Бондарчук В.И*. Оптимизация термомеханической обработки титановых бета-сплавов для получения дисперсной однородной структуры и повышения комплекса механических характеристик // Титан. – 2005. - № 2. - С. 42-49.
8. *Выдрин В.Н. и др*. Опытный прокатно-ковочный стан ПК 120 х 4, В: Теория и технология прокатки, тематический сборник научных трудов № 230, Челябинский политехнический институт, 1979, с. 77-82.
9. *Коппель И.А. и др*. Освоение опытно-промышленного стана ПК 600, Сталь, 1992, № 1, с.46-49.
10. *Металлография* титановых сплавов, Борисова Е.А., Бочвар Г.А., Брун М.Я. и др. // М., Металлургия. – 1980. - 464 С.
11. *Effect* of Severe Hot Forging and Rolling on Microstructure, Texture and Tensile Properties of Titanium Metastable Beta-Alloys / Ivasishin O.M., Markovsky P.E., Pozuelo M., Prikhodko S.V. // Proc. of the ASME 2013 International Mechanical Engineering Congress and Exposition IMECE13 (Nov. 15-21, 2013, San Diego, California, USA). – IMECE2013-63767, 10 p.
12. *Unique* Recrystallization Resistance of Titanium Metastable β-Alloys Under Severe Hot Deformation / Ivasishin O.M., Markovsky P.E., Pozuelo M., Prikhodko S.V. // Microscopy and Microanalysis. – 2013. –Vol. 19, Supp. S2. – P. 1776-1777.
13. *Патент* України 9692. C21D1/78. Спосіб термічної обробки титанового сплаву / В.М. Федірко, В.А. Трофімов, О.Г. Моляр, Т.М. Кравчишин – № u200502148; Заявлено 09.03.05. Опубл. 17.10.05., Бюл. № 10. – 4 с.
14. *Патент* України 31147. C21D1/78. Спосіб термічної обробки титанового сплаву / В.М. Федірко, І.М. Погрелюк, Т.М. Кравчишин – № u200713717; Заявлено 07.12.07. Опубл. 25.03.08., Бюл. № 6. – 4 с.

ПРОЕКТ 8.12

Розробка розрахункових методів оцінки гранично допустимого ресурсу експлуатації деталей, які працюють в умовах циклічного термомеханічного навантаження, і створення на цій основі технологій їх кількаразового багатошарового відновлювального наплавлення

УДК 621.791.92

МЕТОДИКА РАСЧЕТА УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ И КОЛИЧЕСТВА ДОПУСТИМЫХ РЕМОНТОВ С ПОМОЩЬЮ НАПЛАВКИ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ, ЭКСПЛУАТИРУЮЩИХСЯ В УСЛОВИЯХ ЦИКЛИЧЕСКОГО ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

И.К. СЕНЧЕНКОВ[1], И.А. РЯБЦЕВ[2], О.П. ЧЕРВИНКО[1], И.И. РЯБЦЕВ[2], А.А. БАБИНЕЦ[2]

([1]Институт механики им. С.П.Тимошенко НАН Украины,
[2]Институт электросварки им. Е.О.Патона НАН Украины)

Разработана методика расчета остаточного напряженно-деформированного и микроструктурного состояния цилиндрической детали при многослойной наплавке по боковой поверхности, а также расчета ее термомеханического состояния, усталостной долговечности и количества допустимых ремонтов с помощью наплавки при последующем эксплуатационном циклическом термомеханическом нагружении. Методика позволяет оценивать усталостную долговечность наплавленных деталей в зависимости от величины и соотношения эксплуатационных циклических термических и механических нагрузок и от применяемых наплавочных материалов для подслоя и износостойкого слоя. На примере наплавленного валка горячей прокатки, подверженного эксплуатационному термомеханическому циклу нагружения, обоснованы схемы многоразовой восстановительной наплавки. Определено количество допустимых ремонтов с помощью наплавки, позволяющее оценить полный ресурс эксплуатации валка. Ил. 8; библ. 13 ист.

Ключевые слова: *многослойная наплавка, численное моделирование, остаточные наплавочные напряжения, циклическое термомеханическое нагружение, усталостная долговечность*

Валки горячей прокатки, ролики МНЛЗ, ролики подачи горячего металла и некоторые другие наплавленные цилиндрические детали в процессе эксплуатации подвергаются циклическим термомеханическим нагрузкам [1].

При оценке напряженно-деформированного и микроструктурного состояния наплавленных деталей и их усталостной долговечности в процессе эксплуатации используются методы численного моделирования термомеханических процессов. Сущность процесса наплавки состоит в нанесении расплавленного металла на поверхность упрочняемой или восстанавливаемой детали. С точки зрения механики деформируемого твердого тела такие процессы описываются в рамках неклассических моделей так называемых «растущих» тел [2]. Применительно к наплавке и родственным технологиям такие модели представлены в работах [3, 4].

Процесс наплавки реализуется в широком интервале гомологических температур, в котором материал проявляет термоупруговязкопластические свойства. Экспериментальные и теоретические исследования показали, что определяющие уравнения для неупругого деформирования развиваются на основе унифицированных моделей [5]. Одной из них является модель Боднера-Партома [6], хорошо обоснованная экспериментами и достаточно широко используемая на практике, в том числе, применительно к процессам, характерным для наплавки [1, 7].

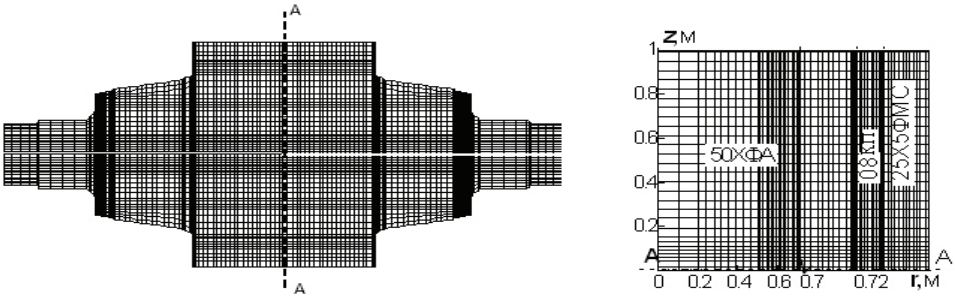
Для решения рассматриваемого класса задач в работах [3, 4] развита конечно-элементная методика в сочетании с неявными временными шаговыми схемами интегрирования нестационарных уравнений, а также итерационными методами решения нелинейных краевых задач термомеханики на каждом временном шаге. В целом современный уровень численного моделирования рассматриваемых процессов

© И.К. СЕНЧЕНКОВ, И.А. РЯБЦЕВ, О.П. ЧЕРВИНКО, И.И. РЯБЦЕВ, А.А. БАБИНЕЦ, 2015

зафиксирован в монографиях [1, 8].

В данной работе представлена методика оценки усталостной долговечности и количества допустимых ремонтов с помощью наплавки цилиндрических деталей, наплавленных по боковой поверхности, при действии эксплуатационных циклических термомеханических нагрузок.

Постановка задачи. Объектом исследования является валок горячей прокатки (рис. 1, а) из стали 50ХФА, наплавленный подслоем низкоуглеродистой стали 08кп (сплошная проволока Св-08А) и наружным слоем из инструментальной стали 25Х5ФМС (порошковая проволока ПП-Нп-25Х5ФМС) (рис. 1, б). Диаметр бочки валка 1435 мм.



а б

Рис. 1. Конечно-элементная разбивка прокатного валка (а) и его наплавленной бочки (б)

После наплавки валок подвергается эксплуатационному циклическому термомеханическому нагружению. Предполагается, что валок подпирается жестким опорным валком и не испытывает деформаций изгиба.

Задача о спиральной (винтовой) наплавке и последующем циклическом нагружении валка является трехмерной (3D-задача). На настоящем этапе развития ЭВМ такая постановка не может быть эффективной для практических расчетов.

Учитывая двухстадийный характер процесса – наплавка и эксплуатация, а также осевую протяженность геометрии валка, предлагается следующий подход к решению задачи.

1. Стадия наплавки моделируется в рамках осесимметричной постановки задачи.
2. Стадия эксплуатации, характеризирующаяся высоко локализованными контактными температурно-механическими нагрузками, описывается в рамках задачи о плоской деформации для осевого сечения цилиндра А–А (рис. 1, а, б).

При этом постановка задачи для стадии 2 должна учитывать остаточные деформации $(\varepsilon_{zz} \neq 0)$, сформированные на стадии наплавки. В этом аспекте такая постановка отличается от классической задачи о плоской деформации, в которой остаточные деформации отсутствуют $(\varepsilon_{zz} = 0)$.

Механическое поведение материала описывается моделью Боднера-Партома, которая включает следующие соотношения в цилиндрической системе координат $Orz\varphi$:

– закон течения и уравнение пластической несжимаемости

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \dot{\varepsilon}^p_{ij} + \dot{\varepsilon}^e_{ij},\ \dot{\varepsilon}^p_{kk} = 0,\ i, j = r, z, \varphi; \tag{1}$$

– закон течения Прандтля-Рейсса

$$\dot{\varepsilon}^p_{ij} = \frac{D_0}{J_2^{1/2}} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{K_0 + K}{\sqrt{3J_2}} \right)^{2n} \right] s_{ij}, \tag{2}$$

Где

$$J_2 = \tfrac{1}{2} s_{ij} s_{ij};\ s_{ij} = \sigma_{ij} - \tfrac{1}{3}\delta_{ij}\sigma_{kk};$$

– эволюционное уравнение для параметра изотропного упрочнения K

$$\dot{K} = m_1 (K_1 - K)\dot{W}_p \,,\ K(0) = 0 \,, \tag{3}$$

где $\dot{W}_p = \sigma_{ij}\dot{\varepsilon}_{ij}^p$; D_0, K_0, K_1, m_1, n – параметры модели,

– закон Гука

$$\sigma_{kk} = 3K_V(\varepsilon_{kk} - 3\alpha(\theta - \theta_0)) \,,\ s_{ij} = 2G\left(e_{ij} - \varepsilon_{ij}^p\right),\ e_{ij} = \varepsilon_{ij} - \frac{1}{3}\varepsilon_{kk}\delta_{ij} \,, \tag{4}$$

где G, K_V, α – модули сдвига, объемного сжатия и коэффициент линейного теплового расширения.

Соотношения дополняются универсальными уравнениями квазистатического равновесия и теплопроводности для осесимметричной задачи:

$$\frac{\partial\sigma_{rr}}{\partial r} + \frac{1}{r}\left(\sigma_{rr} - \sigma_{\varphi\varphi}\right) + \frac{\partial\sigma_{rz}}{\partial z} = 0,\ \ \frac{\partial\sigma_{rz}}{\partial r} + \frac{1}{r}\sigma_{rz} + \frac{\partial\sigma_{zz}}{\partial z} = 0, \tag{5}$$

$$c_V\dot{\theta} = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(\lambda\frac{\partial\theta}{\partial r}\right) - \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda\frac{\partial\theta}{\partial z}\right) + Q \,, \tag{6}$$

где c_V и λ – коэффициенты объемной теплоемкости и теплопроводности, Q – источник тепла, $\dot{\theta} = \partial\theta/\partial t$, а также граничными и начальными (для температуры) условиями:

$$\sigma_{rr} = \sigma_{rz} = 0,\ \ -\lambda\frac{\partial\theta}{\partial r} = \alpha\left(\theta - \theta_c\right) + cc_0\left(T^4 - T_c^4\right),\ \ r = R, R + h \,,\ 0 < z < L \,,\ t \neq t_{1,2}^* \,; \tag{7}$$

$$\sigma_{zz} = \sigma_{rz} = 0,\ \ \pm\lambda\frac{\partial\theta}{\partial r} = \alpha\left(\theta - \theta_c\right) + cc_0\left(T^4 - T_c^4\right),\ \ z = 0 \,,\ r = R, R + \tilde{h} \,,\ t > 0 \,; \tag{8}$$

$$\theta = \theta_c \,,\ t = 0 \,,$$

где $\tilde{h} = h_1,\ h_1 + h_2$ - толщина, меняющихся в процессе наплавки слоев; h_1, h_2 - толщины первого и второго наплавляемых слоев; $t_{1,2}^*$ – время наложения наплавляемых слоев; λ – коэффициент теплопроводности; c – коэффициент черноты; c_0 – постоянная Больцмана; α – коэффициент теплоотдачи; θ_c – температура окружающей среды.

Процесс наплавки рассматривается в рамках модели «растущих» тел, развитой в работах [3, 4, 7], с использованием концепции собственных деформаций и температуры.

Материалы детали и наплавляемых слоев в процессе ее изготовления и эксплуатации могут изменять свою микроструктуру. Для расчета микроструктурного состояния металла используются термокинетические диаграммы (ТКД) для стали 50ХФА и 25Х5ФМС [9]. Эти диаграммы отображают превращения в стали при охлаждении, обусловленные распадом аустенита ($\xi = A$) с образованием феррита ($\xi = F$), перлита ($\xi = P$), бейнита ($\xi = B$) и мар-тенсита ($\xi = M$). Закон накопления новой фазы ξ, в соответствующих областях вдоль траек-тории охлаждения дается феноменологическим уравнением Коистинена-Марбургера [10].

Свойства каждой фазы Y_ξ рассчитываются с учетом зависимости от температуры $Y_\xi = Y_\xi(\theta)$. Для расчета макрохарактеристик Y для произвольного фазового состава используется линейное правило смесей. Общая формула записывается в виде:

$$Y\left(\theta, t\right) = \sum_\xi C_\xi\left(\theta, t\right) Y_\xi\left(\theta\right). \tag{9}$$

Физическими величинами, рассчитанными по правилу смесей, могут быть: c_V - тепло-емкость; k - теплопроводность; E - модуль Юнга; α - коэффициент линейного термичес-кого расширения; ν –

коэффициент Пуассона. В широком интервале температур правило смесей используется и сопоставляется с экспериментами, описанными в работах [3, 8].

Для оценки усталостной долговечности используется модель Мэнсона-Биргера [11]. При асимметричном цикле нагружения с учетом уравнения Гудмана [12] имеем:

$$\Delta\varepsilon = \left(\ell n \frac{1}{1-\psi}\right)^{0,6} N^{-0,6} + \frac{2\sigma_{-1}}{E}\left(1-\frac{\sigma_m}{\sigma_B}\right)\left(\frac{N}{N_0}\right)^k , \tag{10}$$

где σ_{-1} – предел выносливости, N_0 – база определения предела выносливости, E – модуль Юнга, ψ – пластичность при разрушении, k – параметр, определяющий угол наклона кривой усталости, σ_B – временное сопротивление, σ_m и σ_a – среднее и амплитудное значения напряжения в цикле.

При отсутствии циклической пластической деформации $\Delta\varepsilon^p = 0$, первым слагаемым в (10) можно пренебречь. В результате с учетом соотношений $\Delta\varepsilon = \Delta\sigma / E,\ \Delta\sigma = 2\sigma_a$, получаем:

$$\ell nN = \frac{1}{k}\ell g\left[\frac{\sigma_{-1}}{\sigma_B}\left(\frac{\sigma_B - \sigma_m}{\sigma_a}\right)N_0^k\right]. \tag{11}$$

Переход от одноосного уравнения (11) к многоосному напряженному состоянию осуществляется с использованием эквивалентного напряжения $\sigma_i = \sqrt{3}s_i = \left(2/3\, s_{ij}s_{ij}\right)^{1/2}$ [11].

С учетом соотношений $\sigma_{ia} = \sqrt{3}s_{ia}$ и $\sigma_m = \sqrt{3}s_{im}$, после преобразований получаем:

$$\ell nN = \frac{1}{k}\ell g\left[\chi\left(\frac{\sigma_B - \sqrt{3}s_{im}}{s_{ia}}\right)\right], \tag{12}$$

где

$$\chi = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_B}\frac{N_0^k}{\sqrt{3}} . \tag{13}$$

Значения величин $\sigma_B = \sigma_B(\theta)$, $\sigma_{-1} = \sigma_{-1}(\theta)$, $N_0(\theta)$ и $k(\theta)$ для каждого материала выбирались из справочной литературы [12], а значения s_{ia}, s_{im} и θ рассчитывались с использованием численных методов в каждой точке цилиндра.

Для конкретизации соотношения (12) применялись следующие упрощающие допущения: отношение $\sigma_{-1}(\theta)/\sigma_B(\theta) = const$, $k = const$ и $N_0 = const$ для всех температур; предел прочности σ_B зависит от температуры и в соотношении (12) рассчитывается для максимального значения температуры в цикле.

В результате получены следующие уравнения кривых усталости с учетом температуры и среднего напряжения

- для стали 08кп

$$\ell gN = 4,35\ell g\left[7,17\left(\frac{\sigma_B(\theta) - \sqrt{3}s_{im}}{s_{ia}}\right)\right]; \tag{14}$$

- для стали 25Х5ФМС (4Х5МФС)

$$\ell gN = 7,35\ell g\left[1,54\left(\frac{\sigma_B(\theta) - \sqrt{3}s_{im}}{s_{ia}}\right)\right]; \tag{15}$$

– для стали 50ХФА

$$\ell gN = 12,8 \lg\left[2,064\left(\frac{\sigma_B(\theta) - \sqrt{3}s_{im}}{s_{ia}}\right)\right]. \qquad (16)$$

Задача эксплуатационного нагружения цилиндра формулируется в рамках плоской деформации для срединного сечения $z = L/2$. В полярной системе координат $Or\varphi$ типичное распределение температуры в развертке $\varphi^* = \varphi - \omega t$, где ω – круговая частота вращения валка, показано на рис. 2.

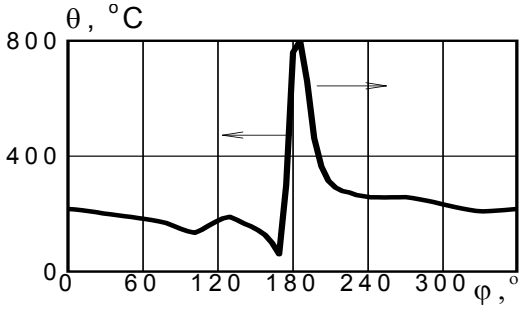


Рис. 2. Распределение температуры по ок-ружной координате на поверхности валка

В области контакта с горячей полосой граничные условия принимаются в виде:

$$\sigma_{rr} = \sigma(\varphi*),\ \sigma_{rz}(\varphi*) = 0,\ |\varphi^*| < \varphi_0^*, \qquad (17)$$

где $\varphi* = \varphi - \omega t$.

Для $\sigma(\varphi*)$ используется распределение контактных напряжений Герца [13] $\sigma(\varphi*) = p_0\sqrt{1-(\varphi^*/\varphi_0^*)^2}$, где $2\varphi_0^*$ - область действия нагрузки.

Расчет остаточных напряжений. При расчете использовалась упрощенная схема мгновенной наплавки по слоям. Поверхность бочки валка в процессе наплавки первого слоя стали 08кп (подслой) толщиной $h_1 = 5мм$ в течение 2,8 с разогревалась до 1800 °С. После остывания детали до 300 °С ее поверхность снова за 2,8 с разогревалась до 1800 °С при наплавке второго слоя толщиной $h_2 = 8мм$ из стали 25Х5ФМС. Затем деталь остывала до комнатной температуры 20 °С.

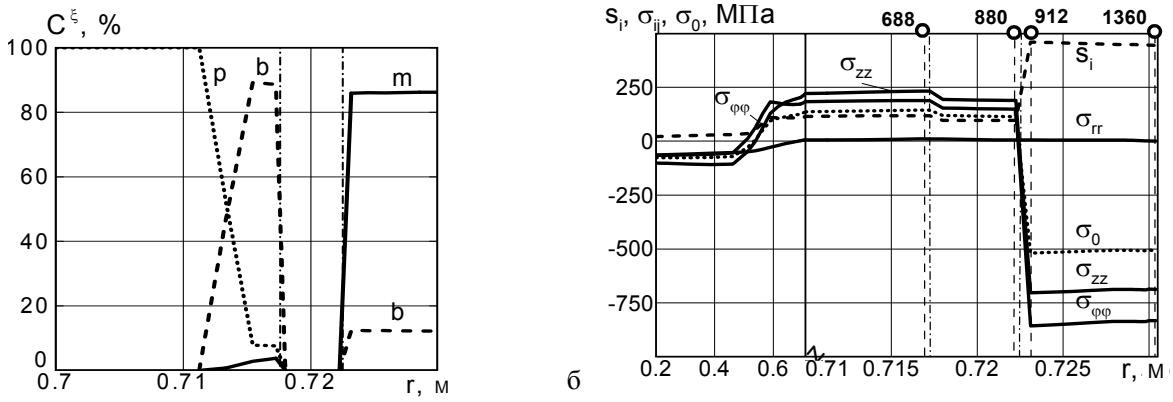
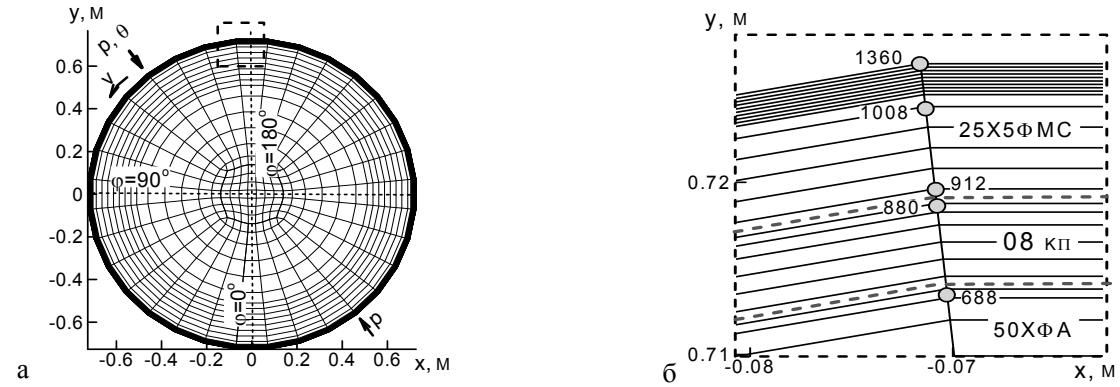


Рис. 3. Остаточное микроструктурное (а) и напряженно-деформированное (б) состояние наплавленного цилиндра: 1 – основной слой; 2 – наплавленный подслой; 3 - наплавленный износостойкий слой; p – перлит; b – бейнит; f – феррит; m – мартенсит. Числа в верхней части рис. 3, б отвечают номерам точек на рис. 4, б. $\sigma_0 = 1/3\sigma_{kk}$

Микроструктурное и напряженно-деформированное состояние наплавленной детали показано на рис. 3, а, б. Штрихпунктирные линии показывают границы слоев. Структура наружного слоя

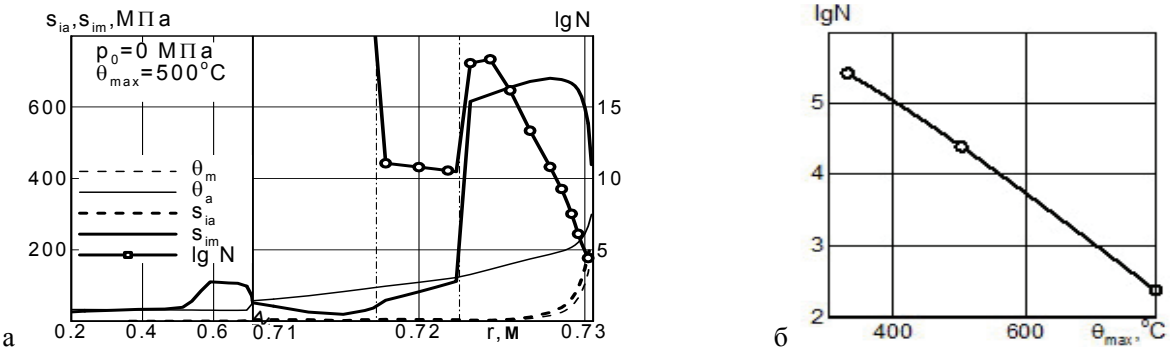
преимущественно мартенситная, а приграничной зоны основного металла – бейнитная. Мартенситная фаза имеет максимальный объем, поэтому остаточные напряжения в наружном слое сжимающие, а в подслое и основном металле – растягивающие (рис. 3, б).

Расчет эксплуатационных напряжений. На рис. 4, а показана КЭ-сетка сечения цилиндра $z = L/2$ (сечение А–А на рис. 1), а на рис. 4, б – фрагмент сетки, выделенный на рис. 4, а штриховым квадратом. Цифрами здесь и на рис. 3 показаны номера точек, для которых рассчитывались показатели напряженно-деформированного состояния. Стрелками показаны подвижные нагрузки, v - линейная скорость точек поверхности.



а б

Рис. 4. Конечно-элементная сетка и схема эксплуатационного нагружения валка: а – полный круг; б – фрагмент круга и номера точек



а б

Рис. 5. Радиальное распределение долговечности Lg*N*, s_{im} и амплитудного s_{ia} значений интенсивности напряжений s_i для цикла $p_0 = 0$, $\theta_{\max} = 500°C$ (а) и зависимость долговечности наружного наплавленного слоя от температуры (б). 1 – основной слой; 2 – наплавленный подслой; 3 - наплавленный износостойкий слой

Для $v = 0,5\ м/с$ временные зависимости компонент напряжений и температуры для точки 1360 вблизи поверхности цилиндра показаны на рис. 5, а. Видно, что в области контакта с горячей полосой ($\theta = \theta_{\max}$) напряжения в поверхностном слое сжимающие, а при остывании они становятся растягивающими. Расчеты показывают, что при $p_0 < 300 МПа$ влияние механической составляющей нагрузки несущественно, и НДС формируется за счет тепловой нагрузки.

Оценка долговечности. Долговечность рассчитывается по формулам (14)-(16) в каждой точке сечения цилиндра (см. рис. 4, б). На рис. 5, а в качестве примера показано радиальное распределение долговечности $\lg N$, а также среднего s_{im} и амплитудного s_{ia} значений интенсивности напряжений s_i для цикла $p_0 = 0,\ \theta_{\max} = 500°C$.

Видно, что минимальной долговечностью $N \approx 10^4$ обладают поверхностные слои наружного наплавленного слоя. При этом долговечность поверхностного слоя существенно зависит от температуры (рис. 5, б). Подслой и основной металл в этих условиях имеют существенно более высокую долговечность.

Схема многоразовой восстановительной наплавки деталей. В процессе расчетов установлено, что для преимущественно термического цикла нагружения долговечность под-слоя (N_{f_2}) значительно выше, чем наружного слоя (N_{f_1}), кроме того, долговечность основного металла (N_{f_3}) значительно выше, чем наплавленных слоев $N_{f_3} > N_{f_1},\ N_{f_2}$. Соотношение параметров $N_{f_1},\ N_{f_2},\ N_{f_3}$ и определяет схемы восстановления 1, 2 и 3:

– восстановление по **схеме 1** сводится к снятию поврежденного наружного слоя с последующей его наплавкой. По этой схеме производятся k_1 восстановлений, которые определяются условием

$$k_1 N_{f_1} = N_{f_2}; \tag{18}$$

– по достижении условия (18) переходят к восстановлению по схеме 2, при которой снимаются и повторно наплавляются как наружный слой, так и подслой; ремонты по схемам 1 и 2 выполняются до тех пор, пока не будет выполнено условие

$$k_2 N_{f_2} = N_{f_3}, \tag{19}$$

где k_2 – количество восстановлений по **схеме 2**;

– по достижении условия (19) выполняются ремонт по **схеме 3**, при которой снимаются и повторно наплавляются оба слоя и поврежденный слой основного металла.

Расчет процессов первичной наплавки, эксплуатационных термомеханических циклов и восстановительных наплавок является весьма громоздким. Поэтому актуальным является вопрос: воспроизводятся ли остаточные НДС и МСС в слоях и основном металле после реализации восстановительных циклов наплавки по схемам 1, 2, 3, а также являются ли циклы НДС стабильными в процессе эксплуатационного нагружения.

Отметим, что соотношения (18) и (19) справедливы при условии, что остаточные напряжения воспроизводятся без заметных изменений в цикле наплавок по схемам 1 и 2. Для обоснования этого допущения проводилось численное моделирование процессов восстано-вительной наплавки по указанным схемам на примере двухслойной наплавки по боковой поверхности цилиндра, состоящей из подслоя из стали 08кп и наружного слоя:

1. Первичная наплавка 0.
2. Термомеханическая циклическая нагрузка с параметрами $\theta_{\max}$ = 570 ^{0}C; $\theta_{\min}$ = 60 ^{0}C; p_0 = 500 МПа до достижения циклической стабильности НДС (3 цикла).
3. После остывания до $\theta_{\min}$ = 50 ^{0}C снятие наружного слоя.
4. Наплавка 1.
5. Термомеханическая циклическая нагрузка с параметрами $\theta_{\max}$ = 570 ^{0}C; $\theta_{\min}$ = 60 ^{0}C; p_0 = 500 МПа до достижения циклической стабильности НДС.
6. После остывания до $\theta_{\min}$ = 50 ^{0}C снятие наружного слоя.
7. Наплавка 2.

Результаты расчетов иллюстрируются на рис. 6 осевыми распределениями остаточных значений интенсивности касательных напряжений s_i. Видно, что интенсивность напряжений, как эквивалентное напряжение s_{im}, отвечающее за долговечность согласно уравнениям (14) – (16), хорошо воспроизводится после каждой восстановительной наплавки по схеме 1, причем «наплавка 0» отвечает первичной наплавке цилиндра.

Оценка стабильности остаточного НДС в восстановительных наплавках по схеме 2 проводилась на примере двухслойной наплавки по торцу цилиндра, состоящей из подслоя из стали 08кп и наружного слоя.

Цилиндр подвергался следующей обработке.

1. Первичная наплавка 0.
2. Термомеханическая циклическая нагрузка с параметрами $\theta_{\max} = 570^0 C$, $\theta_{\min} = 60^0 C,\ p_0 = 1000 МПа$ до достижения циклической стабильности НДС (3 цикла).

3. После остывания до $\theta = 50^0 C$ снятие двух слоев.
4. Двухслойная восстановительная наплавка двух слоев.

Результаты расчетов иллюстрируются на рис. 7 осевыми распределениями остаточных значений интенсивности касательных напряжений s_i .

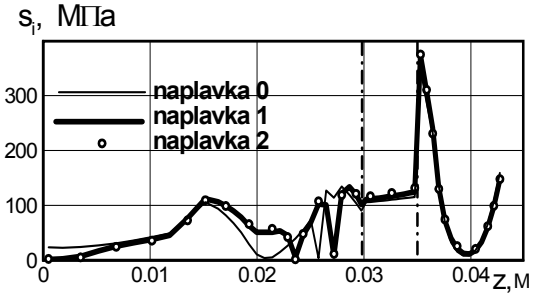


Рис. 6. Сравнение осевых распределений интенсивности напряжений s_i после первичной наплавки 0 (тонкие линии), наплавки 1 (толстые линии), наплавки 2 (кружки). Схема 1

Видно, что величина s_i, отвечающая за асимметрию цикла в уравнениях (14) – (16), хорошо воспроизводится после каждой восстановительной наплавки по схеме 2.

В обобщенном виде полная схема многоразовой восстановительной наплавки показана на рис. 8. Здесь НС – фрагмент, относящийся к наружному слою, ПС – подслою и ОМ - основному металлу, ω_i - повреждаемость структурного элемента, $\omega_i = N_f / N_{f_i},\ i = 1,\ 2,\ 3.$

Поскольку усталостная повреждаемость носит вероятностный характер, определим ремонтные значения количества эксплуатационных циклов:

$$N_{1p} = \alpha_1 N_{f_1},\ N_{2p} = \alpha_2 N_{f_2},\ N_{3p} = \alpha_3 N_{f_3}, \tag{20}$$

где $\alpha_1,\ \alpha_2,\ \alpha_3$ – коэффициенты запаса, $0 < \alpha_{1,2,3} < 1$.

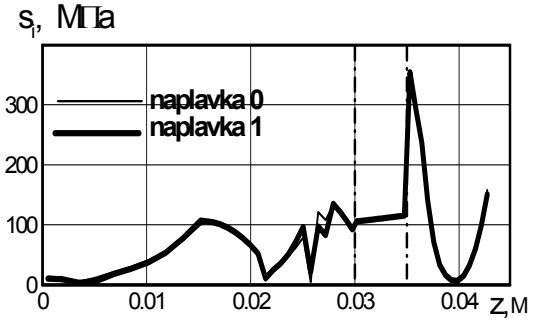


Рис. 7. Сравнение осевых распределений интенсивности напряжений s_i после первичной наплавки 0 (тонкие линии) и наплавки 1 (толстые линии). Схема 2

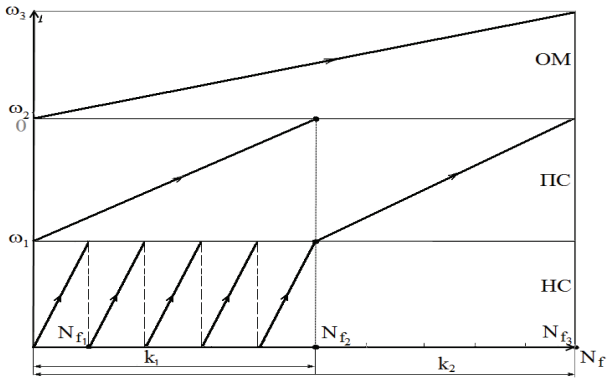


Рис. 8. Схема многоразовой восстановительной наплавки

Тогда можно сформулировать более консервативные оценки условий ремонта:

$$k_1 N_{f_{1p}} = N_{2p},\ k_2 N_{f_{2p}} = N_{3p}. \tag{21}$$

Приведенную схему можно определить как «регулярную». Она отвечает долговеч-ности, ассоциируемой с появлением «малой» трещины $\ell \approx 1 \div 2\,мм$, связываемой с усталост-ным разрушением образцов. Эта схема требует обобщения в случае последующего развития макротрещины, проходящей через слои и, возможно, достигающей основного металла. Чем выше неоднородность материала,

количество микродефектов, тем меньшие значения назна-чаются для коэффициентов запаса $\alpha_{1,2,3}$. Для расчета ремонтных циклов необходимо использовать значения N_{f_1}, N_{f_2}, N_{f_3} в наиболее нагруженных точках слоев и основного металла. Описанная схема может обобщаться на произвольное количество наплавленных слоев.

Выводы

1. Разработана методика, позволяющая в рамках единого подхода и сквозной расчетной схемы провести математическое моделирование процесса, охватывающего всю историю «жизни» детали, включающую наплавку, период эксплуатации, многоразовую восстановительную многослойную наплавку по различным схемам.

2. На примере наплавленного валка горячей прокатки, подверженного термомеханическому циклу нагружения, обоснованы схемы многоразовой восстановительной наплавки. Определено количество допустимых ремонтов с помощью наплавки, позволяющее оценить полный ресурс эксплуатации валка.

1. *Рябцев И.А., Сенченков И. К*. Теория и практика наплавочных работ. - Киев: Экотехнология, 2013. – 400 с.
2. *Арутюнян Н.Х., Дроздов А.Д., Наумов В.Э*. Механика растущих вязкоупругопластических тел. – М.: Наука, 1987. – 472 с.
3. *Senchenkov I.K., Chervinko O.P., Banyas M.V*. Modeling of thermomechanical process in growing viscoplastic bodies with accounting of microctructural transformation / Encyclopedia of Thermal Stresses. R.B.Hetnarsky (ed.). Springer Reference , 2013, V. 6. – P. 3147 – 3157.
4. *Senchenkov I.K., Chervinko O.P., Turyk E., I.A. Ryabtsev I.A*. Examination of the thermomechanical state of cylindrical components deposed with layers of austenitic and martensitic steels // Weld. Int. – 2008. – V. 22, N 7. – P. 457–464.
5. *Krempl E*. Viscoplastic models for high temperature applications // Int. J. of Solids and Structures. – 2000. – V. 37. – P. 279 – 291.
6. *Bodner S.R*. Unified Plasticity – An Engineering Approach (Final Report). Faculty of Mech. Eng., Technion – Israel Inst. of Tech. – Haifa 32000, Israel. – 2000. – 106 p.
7. *Сенченков И.К., Червинко О.П., Доля Е.В*. Моделирование остаточного напряженно-деформированного и микроструктурного состояния цилиндра при наращивании по боковой поверхности слоями расплавленного металла // Теор. и прикл. механика, 2014. – Вып. 8(54). –С. 34-44.
8. *Махненко В.И*. Ресурс безопасности эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. – Киев: Наук. думка, 2006. – 618 с.
9. *Попов А.А., Попова Л.Е*. Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. – М.-С.: ГНТИ Машиностр. лит., 1961. – 430 с.
10. *Koistinen D.R., Marburger R.E*. A general equation prescribing the extent of austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and carbon steel // Acta Metall. – 1959. – V. 7. – P. 56-60.
11. *Дульнев П.А., Котов П.И*. Термическая усталость металлов.– М.: Машиностроение, 1980. – 200 с.
12. Трощенко Б.Т., Сосновский Л.А. Сопротивление усталости металлов и сплавов. Справочник. Ч. 1. – К.: Наукова думка, 1987. – 506 с.
13. *Джонсон К*. Механика контактного взаимодействия. - М.: Мир, 1989. - 510 с.

ПРОЕКТ 8.14

Промислове застосування градієнтного деформаційного зміцнення у ремонтному виробництві для відновлення та підвищення експлуатаційного ресурсу шліцьових втулок карданних валів залізничного транспорту

8.14.2. Розробка методик діагностики фізико-механічних властивостей матеріалу і прогнозування ресурсу деталей на основі дослідження закономірностей формування градієнтної структури при інтенсивній пластичній деформації

РОЗРОБКА МЕТОДИК ДІАГНОСТИКИ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МАТЕРІАЛУ І ПРОГНОЗУВАННЯ РЕСУРСУ ДЕТАЛЕЙ НА ОСНОВІ ДОСЛІДЖЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ ФОРМУВАННЯ ГРАДІЄНТНОЇ СТРУКТУРИ ПРИ ІНТЕНСИВНІЙ ПЛАСТИЧНІЙ ДЕФОРМАЦІЇ

С.О. ФІРСТОВ, М.І. ДАНИЛЕНКО, Ю.М. ПОДРЕЗОВ, М.Д. РУДИК
(Ін-т проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України)

Вступ. Загальновідомо, що пластична деформація в переважній кількості випадків підвищує опір втомі та підвищує зносостійкість матеріалів [1-3]. Слід зазначити. що методи інтенсивної поверхневої пластичної деформації є ощадними як з точки зору металоємності, так і з точки зору витрат праці і можливості їх впровадження безпосередньо в ремонтних майстернях. Вони широко застосовуються при відновлюванні сільгосптехніки та на транспорті [4,5]. Протягування або дорнування внутрішніх отворів використовується в авіації [6]. Метод обкатки куль та сферичних отворів знайшов втілення в ортопедії при імплантації суглобів та кісток [7]. Акустичні методи поверхневої обробки використовуються для зміцнення деталей складної форми [8].

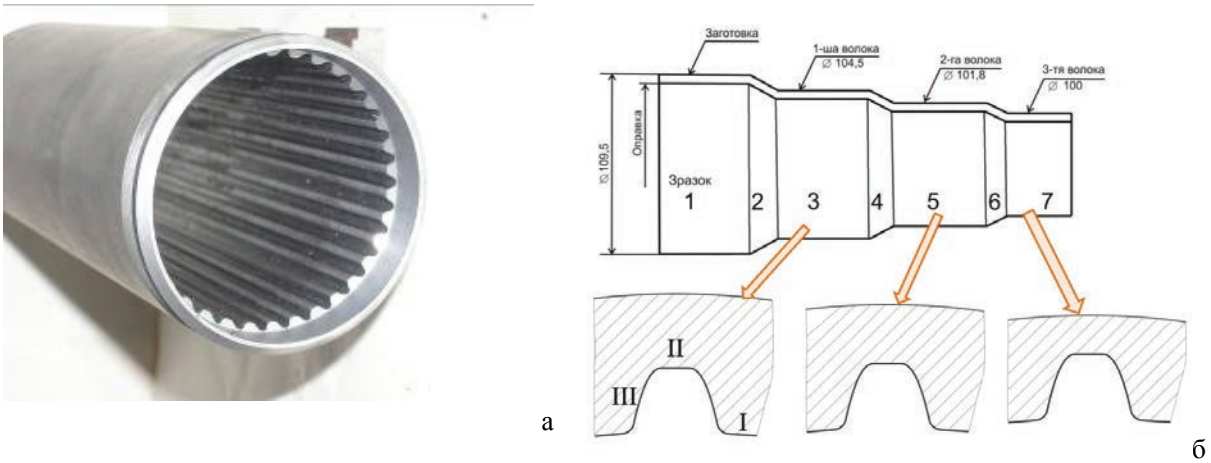
В перерахованих випадках процес відновлення деталей з використанням технологій поверхневого пластичного деформування відпрацьований достатньо надійно та доведений до промислового використання, оскільки відновлювальні деталі мають, просту циліндричну форму, або являють собою трубні вироби. Значно складніше відновлювати трибосистеми більш складної форми. До них в першу чергу необхідно віднести шліцові з'єднання поворотних валів. Такі конструкційні елементи існують в багатьох технічних засобах і є найбільш вразливими під дією тертя та втоми через складні умови їх функціонування. Традиційний процес відновлення таких деталей є надзвичайно складним. Сумарні витрати від ремонту за такою технологією наближаються до витрат по створенню нового вузла. Зважаючи на це відпрацювання технології поверхневого пластичного зміцнення таких виробів є надзвичайно актуальною проблемою. В роботі, яка виконується в рамках Комплексної програми наукових досліджень НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин («РЕСУРС»)», розробляються як загальні підходи для її опрацювання, так і вирішується конкретна задача підвищення працездатності втулок шліцьових з'єднань в залізничному транспорті.

Матеріали та методики. В якості матеріалу для досліджень використовувалась сталь 20Х, оскільки саме цей матеріал використовується для виготовлення втулок в залізничному транспорті. Для атестації структури та властивостей виробів з градієнтною деформаційною структурою використовувався «cross-section» аналіз, згідно до якого на кожній ділянці деформованого шару методом мікротвердості визначались параметри, які порівнювались з твердістю аналогічних макрозразків, після вальцювання до різних ступенів деформації. Таке співставлення дозволяє встановити розподіл деформації по перерізу втулки та визначити зміну деформаційного стану на різних технологічних етапах отримання втулки. За даними структурного аналізу деформованих прокаткою зразків спрогнозовано структурні зміни, які відбуваються в різних ділянках втулки, а за результатами стандартних випробувань визначені механічні властивості окремих ділянок шліцьових з'єднань.

© С.О. ФІРСТОВ, М.І. ДАНИЛЕНКО, Ю.М. ПОДРЕЗОВ, М.Д. РУДИК, 2015

Для вивчення впливу ступеня деформації на структуру та механічні властивості вихідні зразки деформувались вальцюванням при кімнатній температурі від різної початкової товщини до однакового кінцевого розміру прокатаного листа 4,5 мм. Логарифмічна деформація прокатаних зразків визначалась за формулою $e = \ln(h_п/h_к)$, де $h_п$ та $h_к$ – відповідно, початкова та кінцева висота зразка та для досліджених структурних станів сягала. 1 - 1,51; 2- 1,21; 3 -0,82; 4 – 0,43; 5 – 0,28; 6- 0,20; 7 – 0,1. Структура матеріалу досліджувалась методом трансмісійної електронної мікроскопії на мікроскопі JEM-100CX. Стандартні механічні властивості визначались за результатами випробувань на одновісний розтяг на випробувальній машині «Ceramtest», мікротвердість вимірювалась на приладі ПМТ-3. Втомні характеристики досліджувались резонансними методами. Випробування на зносшування було проводено на приладі АТКД, який представляє собою автоматизований трибологічний комплекс з модулем динамічного навантаження, що дозволяє вивчати триботехнічні властивості і контактну взаємодію матеріалів за умов квазістаціонарних та динамічних режимів експлуатації. Зазначимо, що динамічний режим є найбільш близьким до умов експлуатації залізничного транспорту.

Результати експерименту. Втулка (рис. 1а) була виготовлена спеціалістами Інституту надтвердих матеріалів НАН України на спеціальному пресі з використанням комплексної схеми деформування. Процес створення шліцьового з'єднання за допомогою деформаційної технології передбачає стиснення вихідної трубної деталі в фасонній пресформі з наступним її просуванням в зону пресформи меншого діаметру, що з одного боку дозволяє зменшувати за рахунок деформації початковий діаметр, з іншого - наблизити форму та профіль шліців за рахунок перерозподілу матеріалу в зоні деформації. При такій схемі удається забезпечити комплексний механізм деформації виробу особливо в найбільш вразливій при експлуатації зоні шліців, де одночасно з процесом стиснення труби інструментом складного профілю відбувається переміщення матеріалу вздовж шліцьового з'єднання через збільшення довжини виробу. Одночасно в зоні контакту між інструментом виникають зсувні деформації. Для аналізу процесів, що відбуваються на окремих технологічних етапах формоутворення шліців пластичним обтисненням було виготовлено модельний зразок (рис. 1.б), який складався з семи зон.



а б

Рис. 1. Шліцьова втулка карданного валу (а), етапи виготовлення втулки (б)

Перша зона – вихідна трубна заготовка: діаметр 110 товщина стінки 10. Друга зона – перехід до першого обтиснення . зона має конусоподібну форму: в кінці цієї зони зовнішній діаметр зменшується до 69 мм, внутрішній залишається незмінним Вздовж вісі конусу деформація змінна. Третя зона - першого обтиснення, де починається формування шліців. В цій зоні зовнішній діаметр 69 мм, внутрішній 60, довжина «зуба» шліцу 3 мм. Відстань між центрами шліців на поверхні втулки 10 мм. Четверта зона – перехід від першого до другого обтиснення, яка має конусну форму. В кінці цієї зони зовнішній діаметр зменшується ві 69 до 68 мм. В п'ятій зоні з зовнішнім діаметром 68 мм відбувається перерозподіл матеріалу між зоною стінки труб, яка стає тоншою в області шліцу, де відбувається заповнення порожнини з одночасним збільшенням загальної довжини деталі. Шоста зона – перехід від першого до другого обтиснення також має конусну форму, в її кінці зовнішній діаметр зменшується до 67 мм. Нарешті в останній сьомій зоні відбувається остаточне формування зовнішніх розмірів деталі та формування

остаточного профілю шліцу. Зрозуміло, що з точки зору використання «cross-section» метода аналізу розподілу деформації на різних технологічних етапах виготовлення втулок найбільш важливими є третя, п'ята та сьома зони.

Оскільки на всіх технологічних етапах виготовлення втулки в поперечному перерізі спостерігаються всі вище зазначені елементи втулки, для порівняльного аналізу зміни розподілу твердості та відповідної деформації наведені у вигляді табл. 1 для кожної з зазначених зон.

Таблиця 1. Розподіл твердості та деформації по перерізу втулки, про деформованої різними волоками

	Перша волока			**Друга волока**			**Третя волока**		
Область	**Відстань від пов, мкм**	**$H_μ$, МПа**	***E***	**Відстань від пов, мкм.**	**$H_μ$, МПа**	***e***	**Відтань від пов, мкм.**	**$H_μ$, МПа**	***e***
I	30-165	2950	0,43	30-165	2800	0,28	30-165	2840	0,43
I	165-385	3000	0,43	165-385	2600	0,2	165-385	2700	0,2
I	385-770	2600	0,2	385-770	2680	0,2	385-770	2600	0,2
I	770-1150	2600	0,1	770-1150	2800	0,28	770-1150	2800	0,28
I	>1150	2450	0,1	>1150	2600	0,1	>1150		0,1
II	30-165	3300	1,25	30-165	3100	1,25	30-165	3060	0,81
II	165-385	3000	0,86	165-385	2950	0,43	165-385	2800	043
II	385-770	2850	0,28	385-770	2900	0,43	385-770	2750	0,28
II	770-1150	275	0,2	770-1150	2950	0,28	770-1150	2800	0,28
II	>1150	2600	0,1	>1150	2650	0,2	>1150		0,2
III	30-165	3400	1,25	30-165	3600	1,25	165-385	3750	1,52
III	165-385	3000	0,81	165-385	3100	0,81	385-770	3150	1,25
III	385-770	3050	0,43	385-770	3000	0,43	770-1150	3000	0,43
III	770-1150	2900	0,28	770-1150	3200	0,43	>1150	3000	0,43
III	>1150	2650	0,2	>1150	2700	0,28	165-385	2600	0,2

Для проведення «cross-section» аналізу значення мікротвердості в різних ділянках були порівняні з результатами досліджень впливу ступеня деформації на механічні властивості матеріалу, що визначені за допомогою тестування на одновісний розтяг та твердість (табл. 2).

Таблиця 2. Механічні властивості деформованих зразків сталі 20Х

№	**$e_{прох}$**	**$σ_т$**	**$σ_в$**	**$σ_{пі}$**	**e_{fr}**	**ψ, %**	**θ, МПа**	**$ε_{рівн}$, %**	**$H_μ$, МПа**
1	1,51	849	886	1066,6	0,41	32,8	430,5	0,826	4000
2	1,21	835	880	1108,4	0,45	36,1	498,9	1,044	3650
3	0,82	734	780	1053,9	0,61	46,7	443,8	0,922	3100
4	0,43	690	721	1030,8	0,64	48,4	480,6	0,883	3100
5	0,28	651	666	1067,2	0,81	55,9	493,9	0,6707	2900
6	0,2	592	628	1078,6	0,91	59,6	493,7	1,149	300
7	0,1	552	564	983,9	0,85	57,7	494,4	1,286	290

З умовних діаграм розраховані стандартні механічні характеристики: $σ_т$ – границя плинності; $σ_в$ – границя міцності; ψ, % = відносне звуження; $ε_{рівн,}$ - рівномірне подовження; $ε_{заг}$ – загальне подовження. З істинних діаграм визначається істина руйнуюча напруга, $σ_{рі}$, істина деформація до руйнування, $e_{fr,}$ та коефіцієнт лінійного зміцнення N – кут нахилу істинної кривої зміцнення між істинним значенням напруження в момент шийкоутворення $σ_{ві}$ та істинною руйнуючою напругою.

З наведених даних видно, що максимальна твердість спостерігається поблизу поверхні низини на відстані ~ 50 мкм. Звертає на себе увагу надзвичайно високі значення твердості в приповерхневих шарах (більше, ніж 3500 МПа), що відповідає великому ступеню інтенсивної деформації (е ~1 -1,5) та великій глибині існування деформаційної субструктури (до 2 мм) завдяки об'ємному обтисненню на 15-20 % . При цьому твердість в площині, що перпендикулярна вісі втулки значно вища, ніж вздовж вісі. Це пояснюється великим обтисненням ділянок поблизу низини та зменшенням розмірів структурних елементів в напрямку обтиснення.

Результати представлені в табл. 1 та 2 дозволяють визначити еквівалентну деформацію в локальних зонах шліцевих з'єднань шляхом порівняння значень твердості в локальних об'ємах втулки з твердістю, визначеною на зразках, продеформованих вальцюванням. Дані про локальну деформацію в різних мікрооб'ємах втулки також наведені в табл. 1. Виходячи з логіки cross-section аналізу подальші структурні дослідження та стандартні механічні випробування виконувались на макрозразках, продеформованих прокаткою до різних ступенів деформації.

Структура і властивості вихідної та деформованої сталі.

Вихідна та деформаційна субструктура досліджені методом ТЕМ. Аналіз вихідного структурного стану, отримана шляхом відпалу при температурі 950 С (рис. 2а, б), вказує на те, що розмір феритних зерен сягає 10 мкм. Перлітні зерна (приблизно 30 %) складаються з цементиту та феритних прошарків. Цементит має товщину 250 нм, прошарки фериту – 300 - 500 нм. Цементит формується переважно у вигляді пластин, хоча подекуди зустрічаються кулясті виділення. Характерні структурні стани деформованого матеріалу наведені на рис. 2 (в –з).

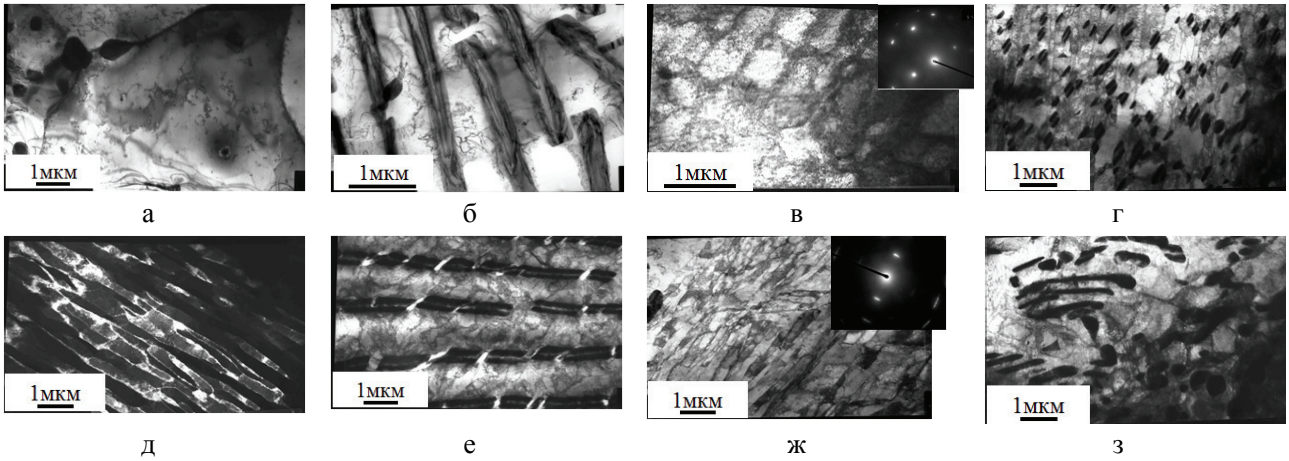


Рис. 2. Структура матеріалу, продеформованого до різних ступенів деформації: e = 0 (а,б): e = 0, 2 (в,г); e = 0,2 (д,е); e = 0,43 (ж,з); e = 0,82 (а, в, д, ж– феритна складова; б ,г ,е ,з , – перлітна складова)

Ретельний аналіз впливу ступеню деформації на структурні перебудови в сталі 20Х нами проведено в роботах [9,10]. Показано, що закономірності структуроутворення в мало легованих вуглецевих сталях в значній мірі співпадають з загальними поглядами стосовно впливу ступеню деформацію на еволюцію деформаційної структури. Перш за все, це стосується зміни структурних станів в феритних зернах. При цьому повторюється не тільки якісна картина змін, яка добре відома для армко заліза, але і кількісні значення деформації, які відповідають зміні структурних станів. Зразки, про деформовані до 0,1 та 0,2 слід віднести до хаотичних дислокаційних структур 0,28 та 0,43 до слабкорозорієнтованих комірок. Зразки, що продеформовані до деформацій 0,82; 1,21 та 1,51 мають розорієнтовані нанозерна в фериті.

Одночасно слід відзначити деякі особливості структуроутворення в деформованих ферито-перлітних сталях. По-перше, структуроутворення в перліті суттєво відстає від структурних змін в феритних зернах. Це можна пояснити, враховуючи, що мікротвердість зерен перліту приблизно на третину вища, ніж в зернах фериту. Виходячи з кривої зміцнення феритної сталі при прикладанні однакового напруження до зразка перлітні зерна почнуть деформуватися при напруженні, яке відповідає пластичній деформації фериту 10-20 % . Це відставання залишається на всіх стадіях деформації. що спостерігається в експериментах, проведених методом ТЕМ. По-друге, важливою особливістю структуроутворення в перліті є зародження тріщин в цементиті в структурних станах, при яких скупчення дислокацій в феритних прошарках перліту утворюють концентрацію напружень біля цементитних частинок.

Дослідження втомних характеристик. Експериментальні результати дослідження втомних характеристик. отримані на тонких стрічках зі сталі 20Х, які були про деформовані до різних ступенів деформації методом вальцювання. Деформація стрічок сягала 1- e=0,65; 2- e=1,1 3- e=1,8 4 – e=2,5.

За результатами експериментальних досліджень побудовані залежності напруження втоми від частоти які наведені на рис. 3.

Екстраполяція напруження втоми на великі частоти дозволяє визначити границю втоми σ_{-1}, для кожного зразка, які наведені в табл.3.

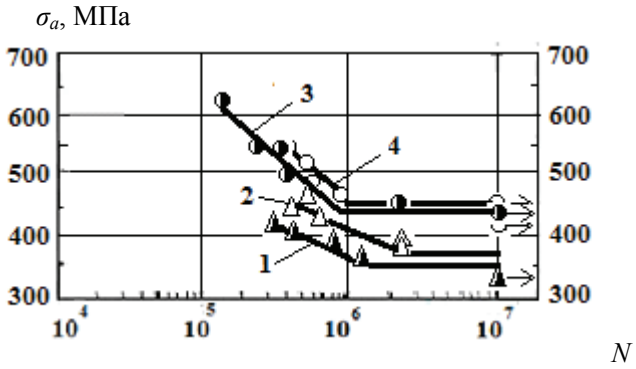


Рис. 3. Криві втоми сталі 20Х після прокатки на різну товщину Н (деформацию): 1- Н=1,6 мм, е=0,65 вздовж прокатки, 2- Н=1,0 мм, е=1,1 вздовж прокатки, 3- Н=0,49 мм, е=1,8 вздовж прокатки, 4 – Н=0,24 мм, е=2,5 поперек прокатки

Таблиця 3. Значення модуля пружності та границі витривалості при згині сталі 20Х прокатаних до різних ступеней деформації

N	Н, мм	Деформація	Е, ГПа	σ_{-1}, МПа
1	1,6	0,65	204	350
2	1,0	1,1	204	370
3	0,49	1,8	200	430
4	0,24	2,5	189	450

Отримані дані свідчать про те, що збільшення ступеня деформації підвищує втомні характеристики сталі. При цьому перехід до розорієнтованих комірок та нанозерен при ротаційному механізмі деформації, характерний для зразків, продеформованих до деформацій е=1,8 та 2,6 веде до стрибкоподібного збільшення границі витривалості і незначного зменшення модуля пружності.

Результати дослідження зношування. Залежності втомних характеристик сталі 20Х від ступеню деформації наведені на рис. 4. експерименти проводились для двох термінів часу: 15хв. та 45хв. Зазначений час експерименту вибраний з урахування періоду припрацювання в експериментах на зношування. Це обумовлено подібністю експериментів на зношування та тестування при повзучості. В обох випадках існує деякий інкубаційний період виходу на стаціонарний режим деформації. В попередніх експериментах було встановлено. що при вибраних умовах експерименту цей період складає 15 хв. В цей час механізми зношування змінюються і залежність зношування від часу має складний характер. Після припрацювання відбувається перехід до стаціонарного режиму, де в кожний період часу відтворюється той самий механізм зношування, що і в попередні моменти. Завдяки цьому залежність зношування від часу при стаціонарному режимі описується лінійною функцією. Тому значення зношування в кожний момент часу можна оцінити, якщо відомі хоча б два значення на лінійній залежності. Так само можна визначити ресурс часу, який необхідний для спрацювання деталі до певних змін розмірів.

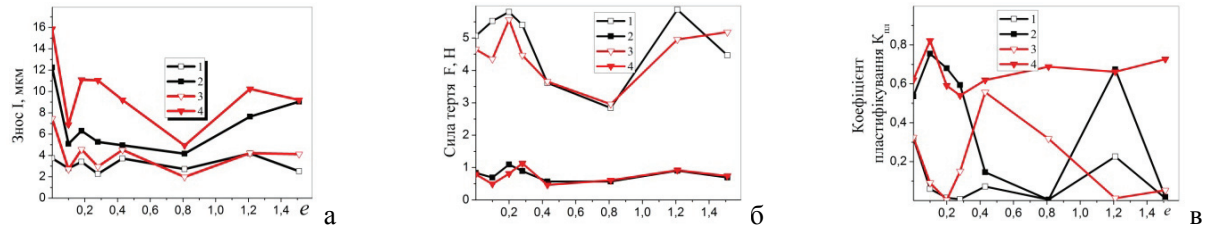


Рис. 4. Залежність величини зношування (а), сили тертя (б) і коефіцієнта пластифікування (в): 1 – статичний режим при 15 хв, 2 – динамічний режим при 15 хв. 3 – статичний режим при 45 хв, 4 – динамічний режим при 45 хв

Враховуючи це, при аналізі даних про зміну параметрів зношування від часу, наведених на рис.4, звертається увага не стільки на абсолютні значення зношування, скільки на різницю зношування за період від 15 до 45 хв. при статичному та динамічному навантаженні. Ці данні для відповідних ступенів деформації наведені в табл. 4.

Таблтця 4. Зношування деформованих зразків сталі 20Х

E	0	0,1	0,2	0,28	0,43	0,81	1,21	1,51
I_c, мкм	3,5	0,3	1,5	1,2	1,0	0	0	1,2
I_d, мкм	3,8	1,5	4,8	5,2	4,2	0,5	1.9	0,2

З наведених даних видно, що при статичних випробуваннях зношування деформованих зразків практично не перевищує 1 мкм. При цьому створення наноструктури деформаційного походження за рахунок включення ротаційних мод деформації суттєво покращує зносостійкість деталей на зразках, про деформованих до деформацій e> 0,81. При динамічному зношуванні ситуація дещо складніша: зразки, що мають слаборозоріентовану коміркову структуру (деформація від 0,2 до 0,43) зношуються швидше ніж зразки з хаотичним розподілом дислокацій. Включення ротаційних мод деформування різко підвищує зносостійкість виробів при динамічному навантаженні.

Результати, наведені на рис. 4б свідчать про те, що сила тертя при динамічному навантаженні значно нижча, ніж при статичному. При цьому в обох випадках найменшу силу тертя демонструють зразки, що мають слаборозорієнтовану коміркову структуру. Параметр пластифікації рис.4в збільшується з часом як при статичному так і при динамічному навантаженні. Найбільші значення демонструють зразки, що продеформовані за динамічним режимом протягом 45 хв. Пластифікація процесу зношування може бути пов'язана з заліковуванням дефектів на поверхні тертя під час формування доріжки за стаціонарним режимом.

З наведених даних видно, що максимальна твердість спостерігається поблизу поверхні низини на відстані ~ 500 мкм. Звертає на себе увагу надзвичайно високі значення твердості в приповерхневих шарах (більше, ніж 4000 МПа), що відповідає великому ступеню інтенсивної деформації (e ~ 2-3) та великій глибині існування деформаційної субструктури завдяки об'ємному обтисненню на 15-20 % . При цьому твердість в площині, що перпендикулярна вісі втулки значно вища, ніж вздовж вісі. Це пояснюється великим обтисненням ділянок поблизу низини та зменшенням розмірів структурних елементів в напрямку обтиснення.

Для оцінки ресурсу роботи шліцевого з'єднання використано дані, що наведені в табл. 1 з урахуванням зміни розміру виробу, який не повинен перевищувати 3 мм. При статичному навантаженні недеформований зразок буде зношений за 500 год. Зразок продеформований до деформацій, що відповідають слаборозорієнтованим коміркам має термін зношування 2000 год. Зразок, що про деформований до великих ступенів деформацію із нанозеренною субструктурою має термін експлуатації 5000 - 10000 год.

При динамічному зношуванні наявність структури лісу дислокацій передбачає час зношування ~ 1500 год. В зразках зі слабкорозорієнтованою коміркową структурою час зношування зменшується до 500 -1000 год. Нарешті формування сильно деформованих стані сприяє підвищенню зносостійкості до значень, характерних для статичного зношування: 5000 - 10000 год., що відповідає ~ 1 року безперервного руху потяга, або ~ 10 років експлуатації рухомого складу.

Таким чином, наявність сильнодеформованих структурних станів різко підвищує термін експлуатації втулки, як при роботі в статичному, так і в динамічному режимах.

Отримані результати свідчать про доцільність заміни складних операцій точіння та різання та наступної хіміко-термічної обробки на більш технологічне деформування методом холодного пластичного протягування, де процес формоутворення супроводжується зміцненням внутрішніх шліцевих поверхонь за рахунок створення деформаційної наноструктури.

1. *Костецкий Б.И., Натансон М.Э., Бершадский Л.И.* Механохимические процессы при граничном трении. М.: Наука, 1972.- 170с.
2. *Гайдучок В.М., Касперский Г.А.* Изнашивание пластически деформированной стали в агрессивных средах // Химическое машиностроение. - Вып.18.- 1973.- С.93-97.
3. *Айнбиндер С.Б.* О механизме граничного трения // Трение и износ.- 1983.- Т.4.- № 1.- С.5-11.
4. *Гайдучок В.М., Вахняк І.Д., Максимук Б.И.* Разработка технических средств для ремонта деталей гидронавески тракторов ЮМЗ-:Л, МТЗ // Научн. труды Львов. СХИ,- Львов, 1986.- С.42-47.
5. *Гайдучок В.М.* Експлуатаційне зміцнення поверхонь тертя ковзання в активному середовищі. - Львів: Львів. держ. агроун-т, 1998. - 112 с.
6. *Даниленко Н.И., Подрезов Ю.Н., Фирстов С.А., Шейкин С.Е.* Создание градиентной структуры при поверхностной интенсивной пластической деформации, Технологические системы, 2014, № 1, сс.31-37

7. *ДаниленкоН.И., Моляр А.Г., Цеханов Ю.А., Шейкин С.Е.*, Поверхностное упрочнение шара из сплава ВТ1-0 накатыванием плоскими поверхностями, Физика и техника высоких давлений, 2011, № 4, том 21,сс.132-138.
8. *Хрипта Н.И., Прокопенко Г.И.,Мордюк Б.Н., Карасевская О.П., Скиба И.А.*, Влияние ультразвуковой ударной обработки на структуру поверхностного слоя и сопротивление микропластическим деформациям тонких проволок из сплавов на основе циркония. Металлофизика и новейшие технологи. Т.30, № 8, сс..1065-1077.
9. *Даниленко М.І., Подрезов Ю.М., Фірстов С.О.*, Вплив ступеню деформації на структурні перебудови та механічні властивості маловуглецевої сталі 20Х, Міжвузівський збірник «НАУКОВІ НОТАТКИ» Луцьк, 2015. Випуск № 49, сс. 42-46.
10. *Даниленко М.І., Подрезов Ю.М., Назаренко В.А., Даниленко В.І., Фірстов С.О., Марченко Н.М.*, Вплив деформаційної субструктури на механічні властивості сталі 20Х, Электронная микроскопия и прочность материалов. Сб. научных трудов. - К., ИПМ НАНУ, 2015. № 21, сс.121-125.

ПРОЕКТ 8.15

Розробка та відпрацювання технології механізованого дугового зварювання при ремонті магістральних газопроводів під тиском в умовах експлуатації

ДОСЛІДЖЕННЯ ТА РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ МЕХАНІЗОВАНОГО ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ПРИ РЕМОНТІ МАГІСТРАЛЬНИХ ГАЗОПРОВОДІВ В УМОВАХ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

О.І. ОЛІЙНИК, С.Ю. МАКСИМОВ, А.П. ПАЛЬЦЕВИЧ
(Ін-т електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України)

Виконані дослідження по розробці базової технології механізованого дугового зварювання в захисних газах підсилюючих конструктивних елементів, які застосовуються при ремонті магістральних газопроводів. Показано, що сучасні зварювальні дроти Св08Г2С, Е71Т-1, DW-A55 відповідають вимогам щодо забезпечення необхідного рівня механічних характеристик, ударної в'язкості металу шва, вмісту дифузійного водню в наплавленому металі і можуть бути рекомендовані до використання при подальшій апробації технології в польових умовах ремонту на діючих трубопроводах.

Ключові слова: *магістральний газопровід, дугове зварювання, зварне з'єднання, порошковий дріт, холодні тріщини, попередній підігрів, дифузійний водень*

Загальновідомо, що механізоване дугове зварювання в захисних газах призводить до зростання продуктивності зварювальних робіт у порівнянні з ручним дуговим. Системи механізованого дугового зварювання на трубопроводах, що розроблені провідними світовими компаніями (ESAB, Lincoln Electric, CRC) використовуються вже не менше 40 років. Проте, всі ці розробки стосуються виключно умов зварювання при будівництві магістральних газопроводів (МГ). Досвід механізації ремонтних зварювальних робіт в польових умовах на магістралях, що знаходяться під внутрішнім тиском, вкрай обмежений.

В Україні на даний час при ремонті МГ під тиском застосовуються технології, які передбачають використання ручного дугового зварювання. З одного боку це пов'язано з простотою зварювального процесу, його доступністю для польових умов ремонту, широким спектром наявних зварювальних матеріалів та обладнання. З іншого боку ручний метод зварювання регламентований різними нормативно-технічними документами, якими керуються при виконанні робіт на МГ, в тому числі і під тиском. Головним недоліком є порівняно низька швидкість зварювання, що відбивається на тривалості процесу ремонту. Для приклада можна сказати, що зварювання тільки одного кільцевого стику на трубопроводі діаметром 1420 мм бригадою з двох зварників триває більше 5 годин. Враховуючи, що подібні ремонти потребують зниження тиску у магістралі, така можливість з різних причин в умовах транзиту газу по Україні з'являється тільки в нічні часи, коли знижується обсяг споживання газу. В зв'язку з цим збільшується ризик отримати дефекти в зварних швах при недостатній видимості.

Таким чином існує необхідність в інтенсифікації ремонтно-зварювальних робіт з одночасним

© О.І. ОЛІЙНИК, С.Ю. МАКСИМОВ, А.П. ПАЛЬЦЕВИЧ, 2015

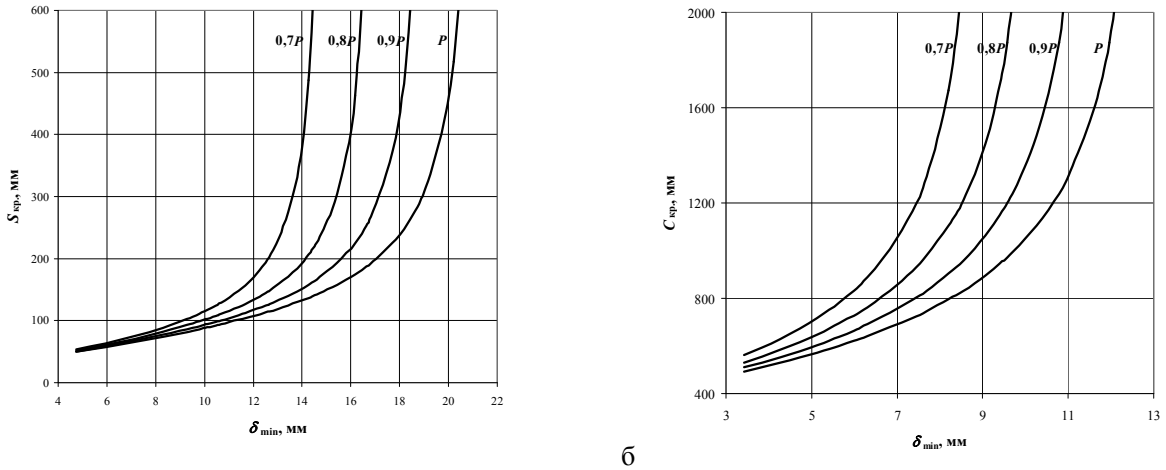
підвищенням їх якості і безпеки. Одним з варіантів виходу з такого стану є застосування технологій механізованого дугового зварювання в захисних газах новітніми зварювальними матеріалами.

Вибір зварювальних матеріалів для механізованого дугового зварювання. На даний час при будівництві та ремонті МГ для механізованого дугового зварювання в захисних газах регламентовано до застосовування дроти суцільного перерізу та порошкові дроти, які повинні відповідати вимогам [1-5].

Для відпрацювання технології механізованого дугового зварювання в захисних газах у всіх просторових положеннях (стельове, вертикальне, горизонтальне на вертикальній поверхні, нижнє), обрані наступні зварювальні матеріали: дріт суцільного перерізу Св08Г2С (Україна); порошкові дроти DW-50, DW-A55 (Kobelco, Японія), E71T-1 (Baoding lanyu welding material, КНР) та ППс-ТМВ7 («ТМ.Велтек», Україна). Такий вибір обгрунтовується необхідністю порівняти зварювально-технологічні характеристики нових, сучасних високоякісних порошкових дротів з добре відомим за досвідом широкого застосування в промисловості більш дешевим дротом Св08Г2С з метою визначення можливості їх подальшого застосування в умовах ремонту МГ під тиском. Всі дроти мали однаковий діаметр – 1,2 мм.

Визначення умов безпечного виконання механізованого дугового зварювання на МГ під тиском. Однією з основних проблем виконання зварювальних робіт на МГ під тиском є ризик руйнування стінки труби внаслідок локального розігріву матеріалу труби зварювальною дугою. Найбільшу небезпеку викликає заварювання стоншень стінок труб, оскільки в місцях їх розташування залишкова товщина стінки труби $\delta_{\min}$ менша номінальної. В зв'язку з цим існує необхідність в визначені максимально допустимої величини тиску в МГ з урахуванням габаритних розмірів стоншення та технологічних впливів на дефект.

З цією метою розроблена методика розрахунку критичних розмірів дефектів ($S_{кр}$, $C_{кр}$) стоншень стінок труб в поздовжньому та кільцевому напрямках [6]. Вона враховує зовнішній діаметр газопроводу, механічні характеристики матеріалу, залишкову товщину стінки труби, категорію ділянки газопроводу, робочий тиск в магістралі. З використанням розробленої методики побудовані діаграми допустимих лінійних розмірів $S_{кр}=f(\delta_{\min})$ та $C_{кр}=f(\delta_{\min})$ для газопроводів діаметром 1020, 1220, 1420 мм, виготовлених з різних марок трубних сталей, і працюючих під робочим тиском P=5,4 та 7,4 МПа (рис. 1). Вони дозволяють визначати максимально допустимий тиск в магістралі для кожного з виявлених дефектів.



а б

Рис. 1. Приклад діаграми допустимих лінійних розмірів стоншення стінки труби зі сталі Х70 діаметром 1420 мм: а - $S_{кр.}$ – в поздовжньому напрямку; б - $C_{кр.}$ – в кільцевому напрямку

Аналіз отриманих результатів показав, що при будь-якому рівні тиску в газопроводі критичний розмір $C_{кр}$ в 8…10 разів перевищує критичний розмір $S_{кр}$ при однаковому значенні $\delta_{\min}$, який залежить від глибини дефекту a. Тобто найбільш суттєво на ризик руйнування стінки труби впливає розмір дефекту в осьовому напрямку S. Тому для недопущення руйнування стінки труби в місці ремонту запропонована нова техніка заварювання стоншень. Її суть полягає у виконанні заварювання валиками в кільцевому напрямку, почергово з протилежних країв, що дозволяє скорочувати довжину дефекту S в осьовому напрямку.

Також запропонована методика розрахункового визначення тиску газу в магістралі на час виконання ремонту стоншення муфтами, який встановлюється залежно від контактного тиску муфти, допустимого тиску для дефекту і долі робочого тиску, який сприймається муфтою. Показано, що такий підхід підвищує ефективність використання муфти, оскільки унеможливлює руйнування труби в місці дефекту тому, що стоншення опиняється в стані допустимості до подальшої експлуатації магістралі через досягнуте розвантаження залишкової частини стінки труби.

Вплив швидкості руху повітря на якість формування стикових зварних швів. При виконанні зварювання одним із факторів, що впливає на якість зварного з'єднання, вважають надійність захисту розплавленого дугою металу шва від повітря. Для механізованого дугового зварювання в польових умовах цей фактор стає критичним, оскільки слід очікувати шкідливий вплив поривів вітру на газовий захист дуги. Тому існує потреба в експериментальному визначенні впливу швидкості руху повітря $v_{пов.}$ на ефективність захисту зони зварювання та відповідно і на якість формування стикових зварних з'єднань в залежності від витрати захисного газу $Q_г$. Для досліджень використовували зварювальні дроти Св08Г2С та Е71Т-1. Захисний газ – CO_2.

На першому етапі експериментально отримані граничні значення витрат захисного газу $Q_{г.}$, які дозволяють уникнути виникнення пор для заданих швидкостей руху повітря $v_{п.}$ Встановлено, що в польових умовах зварювання дротом суцільного перерізу Св08Г2С в CO_2 унеможливлюється виникнення пор при швидкості вітру до 2 м/с, а також показано, що застосування порошкового дроту підвищує допустиму швидкість повітря до 2,6 м/с внаслідок наявності шлакового захисту з компонентів осердя. Такий результат досягається при збільшенні витрати газу $Q_г$ з 10-15 л/хв. ($v_{п.}$=0,0…0,25 м/с) до 30…35 л/хв.

Оскільки відомо, що в низьколегованих сталях азот та кисень є шкідливими домішками [7, 8], на другому етапі робіт були проведені експериментальні роботи по визначенню впливу швидкості повітря $v_{п.}$ на вміст цих елементів в металі шва. Для проведення газового аналізу були виготовлені зразки Ми99 з металу, який був наплавлений при різній швидкості повітря $v_{п.}$. Дослідження виконували з використанням газового аналізатора LECO TC 436. Результати наведені в табл. 1.

Таблиця 1. Вміст азоту [N] та кисню [O] в наплавленому металі, %

Швидкість руху повітря, $v_{п.}$, м/с	Витрати захисного газу, $Q_{г.}$, л/хв.	[N], %	[O], %	Зварювальний матеріал
0,0	10	0,0065	0,045	Св08Г2С
2,0	27	0,0068	0,045	
0,0	10	0,0054	0,056	Е71Т-1
2,5	30	0,0058	0,062	

Видно, що при витратах захисного газу у кількості, необхідній для максимально допустимих швидкостей $v_{п.}$, вміст азоту та кисню в металі шва збільшується несуттєво. По абсолютній величині отримані значення вмісту азоту в 3…3,5 рази менші за рекомендоване максимальне (0,02 %) для механізованого зварювання в CO_2. Загальний вміст кисню в шві, виконаному дротом суцільного перерізу, менший від такого, що був отриманий для Св08Г2С раніше (0,0573 %) в роботі [9]. Стосовно порошкового дроту слід зазначити, що деяке збільшення [O] в металі шва пов'язано з його наявністю в осерді, але в абсолютному вимірі вміст кисню знаходиться на рівні нормативних значень для дротів з рутиловим типом осердя (0,06-0,085 %) [10].

Механічні властивості металу стикових та напустково-стикових швів. При ремонті пошкоджених ділянок МГ використовують бандажі та муфти різних конструкцій. Вони забезпечують підсилення стінки труби, а також збереження роботоздатності магістралі при порушенні цілісності стінки в місці дефекту під муфтою. Для з'єднання окремих циліндричних елементів між собою, а також з трубопроводом, застосовують поздовжні стикові та кільцеві напустково-стикові зварні шви.

Нормативно-технічна документація [11] вимагає щоб зварювальні матеріали, які застосовуються для МГ із зовнішнім діаметром до 1420 мм, побудованих із сталей з класом міцності до К60 включно, і які працюють з робочим тиском до 8,3 МПа, відповідали наступним умовам:

- тимчасовий опір руйнуванню при випробуваннях на статичне розтягування повинен бути не нижче за нормативне значення тимчасового опору руйнування (розрив) основного металу труби;

- твердість металу шва повинна бути не більшою за 280 HV10, зони термічного впливу – не більшою за 300 HV10 для труб з класом міцності до К55 включно та не більшою за 325 HV10 для труб з класом міцності вище К55 до К60 включно;

- ударна в'язкість металу шва повинна бути не меншою за 34 Дж/см^2 (по Шарпі) при температурі на 20^{0}С нижче мінімальної температури стінки труби газопроводу при експлуатації (для умов газотранспортної системи України такою температурою слід вважати 0^{0}С).

Для визначення механічних властивостей зварних з'єднань були зварені стики товщиною 15,7 мм з розробленням кромок під загальним кутом 60^0. Кожний шар виконувався за один прохід (рис. 2, а). Матеріалом слугувала трубна сталь Х70 з механічними характеристиками σ_T>480МПа, $\sigma_в$>560МПа, δ_5>18 %, яка використовувалась в Україні в 80-х рокам минулого століття при будівництві газопроводу «Уренгой-Помари-Ужгород».

Зварювання проводили за комбінованою технологією [11] - кореневий шов стикового з'єднання виконували ручним способом штучним електродом діаметром 3 мм (УОНИ 13/45), розроблення заповнювали дротами. Захисними газами слугували вуглекислий газ CO_2 та суміш Ar(82 %)+CO_2(18 %). Режими зварювання наступні: Св08Г2С - $I_{зв}$=140-150А, U=20…21В; порошкові дроти – $I_{зв}$=200-220А, U=25…27В. Швидкість зварювання $v_{зв}$=0,2-0,25 м/хв., $Q_{г.}$=15 л/хв. Зразки для визначення механічних характеристик металу шва Ми12 тип II та ударної в'язкості Ми50 тип 11 вирізали згідно з вимогами [3, 5]. Результати випробувань наведені в табл. 2.

Таблиця 2. Механічні характеристики металу швів

Зварювальний матеріал, захисний газ	σ_T, МПа	$\sigma_В$, МПа	δ_5, %	ψ, %	Ударна в'язкість $a_н$, Дж/см^2 при температурі, ^{0}С		
					0	-20	-40
Св08Г2С, CO_2	423	552	27,4	72,1	$\frac{168-138}{153}$	$\frac{91-88}{89}$	$\frac{71-62}{67}$
Св08Г2С, Ar+CO_2	430	561	30,9	75,1	$\frac{177-154}{165}$	$\frac{98-93}{95}$	$\frac{75-71}{72}$
Е71Т-1, Ar+CO_2	444	557	29,0	71,6	$\frac{151-107}{128}$	$\frac{55-53}{53}$	$\frac{63-32}{46}$
DW-A55, Ar+CO_2	484	589	27,3	71,0	$\frac{176-152}{164}$	$\frac{147-128}{136}$	$\frac{49-45}{46}$
DW-50, CO_2	468	567	29,1	72,8	$\frac{44-40}{41}$	$\frac{23-22}{22}$	$\frac{14-13}{13}$
ППс-ТМВ7, CO_2	476	570	29,0	71,6	$\frac{172-170}{170}$	$\frac{125-110}{117}$	$\frac{86-80}{83}$

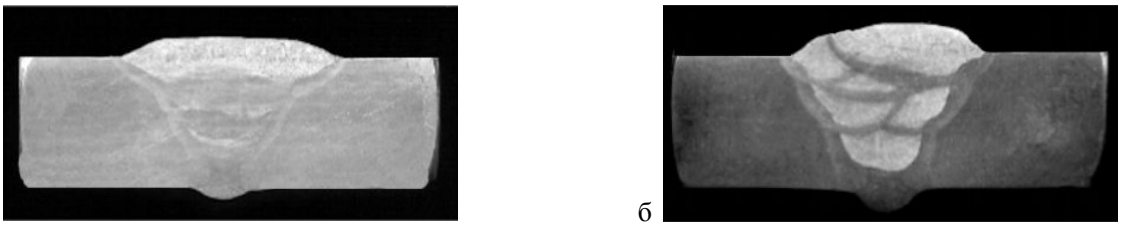
Аналіз отриманих результатів та їх порівняння між собою показав, що з точки зору виконання першої умови дроти Е71Т-1, DW-50, ППс-ТМВ7 та Св08Г2С можуть застосовуватися при зварюванні сталей з класом міцності К55, а порошковим дротом DW-A55 зварювати труби з класом міцності К60 (Х70). Вимірювання твердості металу в центі шва та ЗТВ показало, що всі марки дротів відповідають другій вимозі (табл. 3).

Таблиця 3. Середня твердість металу шва та ЗТВ (HV10)

Зварювальний матеріал, захисний газ	Св08Г2С, CO_2	Св08Г2С, Ar+CO_2	Е71Т-1, Ar+CO_2	DW-A55, Ar+CO_2	DW-50, CO_2	ППс-ТМВ7, CO_2
Метал шва	149	148	148	153	149	148
ЗТВ	162	160	154	158	165	155

Відносно показників ударної в'язкості (KCV) було встановлено, що порошковий дріт DW-50 не відповідає третій вимозі при температурах випробування -20 та -40^{0}С (див. табл. 2). Було висунуте припущення, що причина низьких показників ударної в'язкості дроту DW-50 пов'язана з технікою зварювання, а саме – процес заповнення розроблення виконувався з поперечними коливаннями на всю ширину розроблення стику із високими значеннями питомого тепловкладення [12]. Тому було прийнято

рішення змінити схему заповнення розроблення на таку, в якій зварювання стику виконувалось нитковими валиками без поперечних коливань (рис. 2, б) із помірним тепловкладенням. Результати випробувань зразків металу шва, звареного за новою схемою показали суттєве підвищення механічних характеристик та ударної в'язкості (табл. 4).



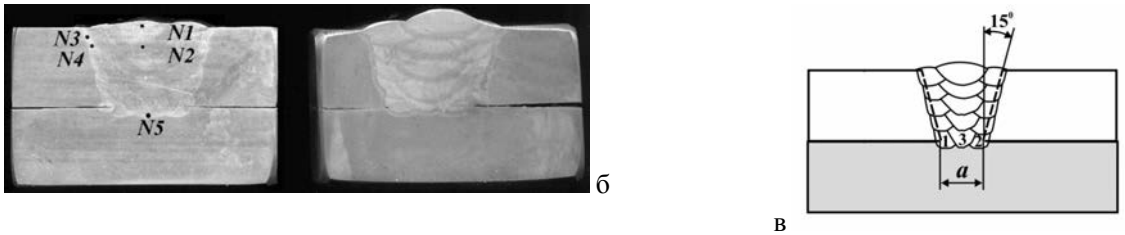
а б

Рис. 2. Стикове зварне з'єднання: а - зварювання методом «один шар за один прохід»; б - зварювання нитковими валиками

Таблиця 4. Механічні характеристики та ударна в'язкість металу шва

Зварювальний матеріал, захисний газ	σ_T, МПа	σ_B, МПа	δ_5, %	ψ, %	Ударна в'язкість $a_н$, Дж/см^2 при температурі, ^{0}C		
					0	**-20**	**-40**
DW-50, CO_2	540	612	27	71,5	$\frac{217-172}{197}$	$\frac{160-101}{125}$	$\frac{87-51}{70}$

Порівняння цих результатів з попередньо отриманими показує, що для підвищення механічних характеристик та ударної в'язкості металу зварних з'єднань необхідно змінити попередньо обрану техніку зварювання стику на таку, що передбачає заповнення розроблення нитковими валиками без коливань. Даний висновок був підтверджений при оцінці ударної в'язкості напусткових-стикових з'єднань, в яких кожний шар виконувався окремими валиками *1*, *2* у кут на кожну кромку, після чого всередині накладався валик *3* (рис. 3). При проведенні зварювання використовувалися дроти ППс-ТМВ7 та Св08Г2С.



а б в

Рис. 3. Напустково-стиковое зварне з'єднання: а - макрошліф з'єднання з використанням Св08Г2С; б - макрошліф з'єднання з використанням ППс-ТМВ7; в - схема розроблення кромок та зварювання *N1…N5* – ділянки для металографічних досліджень; *a* – зазор між елементами муфти

Результати випробувань Ми50 наведені в таблиці 5. Аналіз даних показує, що у всьому діапазоні температур випробування зберігається високий рівень ударної в'язкості, який значно перевищує мінімально необхідний рівень цього показника - не менший за 34 Дж/см^2.

Таблиця 5. Ударна в'язкість (KCV) металу напустково-стикових швів

Зварювальний матеріал, захисний газ	Ударна в'язкість $a_н$, Дж/см^2 при температурі, ^{0}C		
	0	**-20**	**-40**
Св08Г2С, CO_2	$\frac{164-148}{155}$	$\frac{171-125}{142}$	$\frac{100-65}{81}$
ППс-ТМВ7, CO_2	$\frac{176-153}{165}$	$\frac{160-127}{140}$	$\frac{127-105}{118}$

Для металографічних досліджень були обрані ділянки: *N1* – метал шва останнього шару; *N2* – ЗТВ в металі шва; *N3* – зона крупного зерна останнього шару; *N4* – зона крупного зерна із структурними змінами після виконання наступного шару; *N5* – зона крупного зерна в корні шва.

Вивчення зразків з'єднань показало, що на ділянках *N1*, *N2* структура ферито-перлітна з перевагою феритної фази. Твердість складає 1650…1750 МПа при HV1. На ділянці *N2* структура металу внаслідок

теплового впливу дрібнодисперсна ферито-перлітна з балом зерна 10. В зоні термічного впливу (ділянки *N3*, *N4*) структура ферито-перлітна з твердістю 1970…2130 МПа. На ділянці *N5* внаслідок підвищеного охолодження спостерігається збільшення твердості до 2360…2640 МПа. Встановлено, що зварювання окремими валиками дозволяє отримати дрібнозернисту, практично однорідну ферито-перлітну структуру по висоті з'єднання і це сприяє вирішенню завдання отримання підвищених значень ударної в'язкості в зварних швах порівняно з мінімально необхідними.

Оцінка стійкості зварних з'єднань проти утворення холодних тріщин. Одним з факторів ризику виникнення холодних тріщин є напружено-деформований стан зварного з'єднання [13, 14]. При ремонті труб з локальними корозійними дефектами застосовуються конструкції «латка-муфта» або «латка-муфта з герметиком» [15]. Особливістю цих конструкцій є наявність кільцевого напустково-стикового шва, яким латка, діаметром 100…120 мм, по контуру зварюється з муфтою та трубою. При такому технічному рішенні в багатошаровому шві спостерігається високий рівень напружень внаслідок усадки металу шва та жорсткого закріплення. В поєднанні з іншими факторами (дифузійний водень, мікроструктура) існує ризик виникнення холодних тріщин.

З метою визначення умов, які впливають на стійкість проти утворення холодних тріщин в напустково-стиковому з'єднанні «латка-муфта», проведені випробування із використанням проби «Marine» [16, 17]. Така технологічна проба (рис. 4) повною мірою імітує реальний зварний шов, а при відповідному співвідношенні діаметра диску з шириною пластини в зварному з'єднанні можна створити рівень напружень, близький до межи текучості сталі.

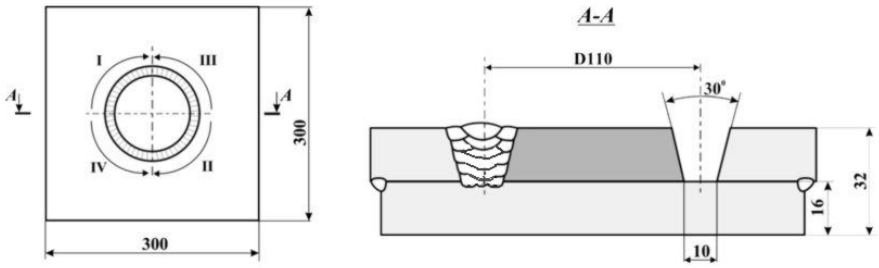


Рис. 4. Схема технологічної проби «Marine» з порядком зварювання напустково-стикового шва

Деталі двох проб були виготовлені із сегментів труби діаметром 1420 мм. Зварювання порошковим дротом ППс-ТМВ7 у вуглекислому газі виконували відповідно до схеми. Режим зварювання: $I_{зв}$=190…200 А, U=26-27В, $v_{др.}$=9,1 м/хв. Для візуального виявлення тріщини вирізали по два шліфа з кожного квадранту. Очікувалось, що найбільший рівень напружень буде створений в квадранті IV, де відповідно і повинна виникнути тріщина [18].

Дослідження шліфів проби, в якій не виконували попередній підігрів показали, що накладання наступного валика після охолодження попереднього до 20^0С призвело до утворення холодної тріщини в квадранті IV (рис. 5, а). Проведення попереднього та супутнього підігріву до температури 160-180^{0}С, дозволило запобігти їх появі (рис. 5, б).

а б

Рис. 5. Шліфи проби «Marine» при механізованому зварюванні: а - без попереднього підігріву; б - з попереднім та супутнім підігрівом до 160-180 ^{0}С

Встановлено, що у першому випадку тріщина виникла в металі кореневої частини шва у границі сплавлення із зовнішнього боку кругового шва. Зародження тріщини починається у концентратора напружень – зони переходу поверхонь накладних елементів проби в метал шва. Причиною виникнення цього дефекту слід вважати радіальні напруження від усадки металу, які з зовнішнього боку шва більші за

напруження, що діють з внутрішнього боку [19]. В зв'язку з цим, для попередження виникнення холодних тріщин в багатошарових швах доцільно застосувати підігрів перед зварюванням до 160…180 ^{0}C із додержанням такої температури перед початком виконання кожного наступного проходу, а також використовувати якісні зварювальні матеріали з рівнем пластичності δ_5>20 % при температурі -20^{0}C, і які забезпечують рівень дифузійного водню в наплавленому металі не більше 10 см^3/100 г. Для зменшення рівня напружень додатково варто збільшити діаметр латок до 200 мм.

Іншим чинником, що суттєво впливає на ризик виникнення холодних тріщин при виконанні механізованого дугового зварювання на МГ в умовах експлуатації є мікроструктура ЗТВ зварного з'єднання. Розрахунково-експериментальним шляхом отримана інформація відносно часу перебування металу шва та ЗТВ в інтервалі температур 800…500 ^{0}C при інтенсивному тепловідведенні. Вона показує, що при зварюванні без попереднього підігріву швидкість охолодження складає 45…60 ^{0}C/c та 30…40 ^{0}C/c при застосуванні підігріву 150 ^{0}C. В зв'язку з тим, що більшість трубних марок сталей мають схильність до утворення гартівних структур в зазначених умовах, були проведені дослідження по вивченню впливу швидкості охолодження металу на структуру ЗТВ сталі Х70.

Дослідження виконувались за допомогою дослідницького комплексу Gleebel 3800. На спеціальних зразках імітувався термічний цикл зварювання на ділянці перегріву ЗТВ, в якій швидкість охолодження в інтервалі температур 800…500 ^{0}C складала 40, 50, 60 та 90 ^{0}C/c. Отримана діаграма перетворення переохолодженого аустеніту (рис. 6) та її аналіз показав наступне.

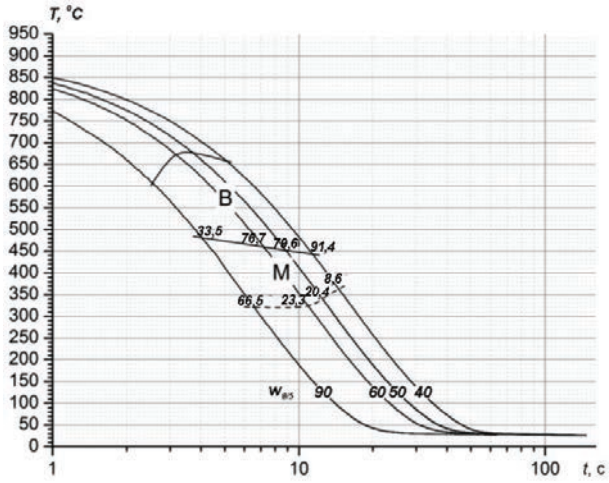


Рис. 6. Діаграма перетворення переохолодженого аустеніту в ЗТВ сталі Х70 при різних швидкостях охолодження в діапазоні 800…500 ^{0}C: 1 - 40 ^{0}C/c; 2 - 50 ^{0}C/c; 3 - 60 ^{0}C/c; 4 - 90 ^{0}C/c

В інтервалі швидкостей охолодження 40…60 ^{0}C/c в сталі Х70 кількість мартенситної фази збільшується з 8,6 % до 23 % , і це значно менше за значення 50 % , при якому вважається, що сталь схильна до утворенню холодних тріщин. Підвищення швидкості охолодження до значення 90^{0}C/c, характерного для умов мокрого зварювання під водою, збільшує кількість мартенситу в ЗТВ до 65…68 % , що небезпечно для роботоздатності зварного з'єднання.

Металографічні дослідження показали, що для швидкостей охолодження 40…60 ^{0}C/c інтегральна твердість в ЗТВ знаходиться в діапазоні 270…300 HV10, і це не перевищує поріг в 325 HV10 для сталей з класом міцності Х70, а застосування попереднього підігріву до 150^{0}C позитивно відбивається на морфології мікроструктури ЗТВ.

Як відомо, на ризик виникнення в зварних з'єднаннях холодних тріщин суттєво впливає дифузійний водень, одним з джерелом якого є електродний метал. Нормативно-технічна документація регламентує застосування зварювальних матеріалів, які забезпечують вміст дифузійного водню в наплавленому металі не більше 10 см^3/100г. В зв'язку з цим для всіх зварювальних дротів були проведені дослідження по визначенню вмісту дифузійного водню в наплавленому металі $[H]_{диф.\ н.м.}$ хроматографічним методом [20]. Перед виконанням експериментальних робіт, для видалення вологи порошкові дроти просушувалися в печі при температурі 200…250 ^{0}C на протязі не менше 3 годин. Наплавлення металу на спеціальні зразки (по 3 шт. на кожну марку дроту) виконували в суміші Ar+CO_2 із застосуванням зварювального трактору

ТС-17 на режимах, які забезпечували погонну енергію на рівні 5,8…6,2 кДж/см. Результати газового аналізу та розрахунків $[H]_{диф.\ н.м.}$ для кожної марки дроту наведені в табл. 6.

Таблиця 6. Середній вміст $[H]_{диф.\ н.м.}$ в наплавленому металі, см^3/100г

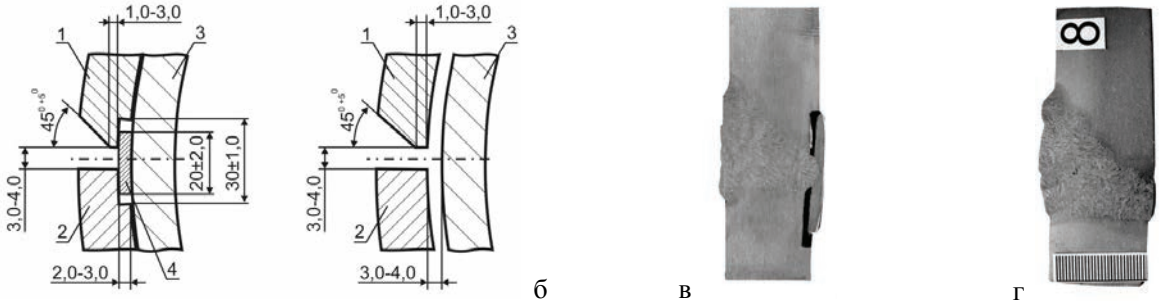
Св08Г2С	DW-50	DW-A55	Е71-Т	ППс-ТМВ7
3,4…3,6	12,0…13,2	7,6…8,5	9,7…10,0	10,1…11,8

Видно, що найменший вміст дифузійного водню в наплавленому металі спостерігається при застосуванні звичайного дроту суцільного перерізу Св08Г2С, і це відповідає зварювальним матеріалам, які забезпечують дуже низький рівень - до 5 см^3/100г. Порошкові дроти DW-A55 і Е71-Т відповідають зварювальним матеріалам, які забезпечують низький рівень дифузійного водню – до 10 см^3/100г. Ще два дроти (DW-50, ППс-ТМВ7) перевищують допустимий поріг в 10 см^3/100г і не можуть бути рекомендовані до застосування в умовах ремонту МГ.

Розробка технології зварювання підсилюючих конструктивних елементів. При розробці технології механізованого дугового зварювання в захисних газах підсилюючих конструктивних елементів основну увагу було приділено відпрацюванню техніки зварювання стикових та напустково-стикових з'єднань в різних просторових положеннях. При цьому намагалися визначити такі режими зварювання, які з одного боку забезпечували якісне формування багатошарових зварних швів, а з іншого – не потребували суттєвого корегування під час зміни просторового положення.

Зварювання протяжних стикових з'єднань в горизонтальному положенні на вертикальній площині (рис. 7, а, б) виконували дротами DW-A55 та Св08Г2С в суміші Ar+CO_2. Матеріал – сегменти труби Х70 діаметром 1420 з товщиною стінки 16 мм.

Порошковий дріт використовували для варіанту зварювання з підкладною пластиною (рис. 7, в), дріт Св08Г2С також і для зварювання «на весу» (рис. 7, г). Техніка зварювання передбачала накладання окремих проходів нитковими валиками з невеликими поперечними коливаннями. Кореневий прохід виконували з нахилом пальника кутом назад. Другий та всі наступні заповнюючі проходи виконували без поперечних коливань вузькими валиками з нахилом пальника кутом вперед, корегуючи кількість проходів в кожному шарі в залежності від ширини розробки крайок. Облицювальний шар виконували окремими проходами з невеликими поперечними коливаннями для забезпечення плавного переходу до основного металу. Режими зварювання наведені в табл. 7, 8.



а б в г

Рис. 9. Поздовжні стикові з'єднання підсилюючих конструктивних елементів: а - розробка крайок для зварювання з підкладною пластиною; б - розробка крайок для зварювання «на весу»; в - макрошліф з'єднання з підкладною пластиною (дріт DW-A55); г - макрошліф з'єднання, виконаного дротом Св08Г2С «на весу»; 1 – стінка верхнього підсилюючого елементу; 2 – стінки нижнього підсилюючого елементу; 3 – стінка газопроводу; 4 – підкладна пластина

Таблиця 7. Рекомендовані режими зварювання стикового з'єднання дротом DW-A55

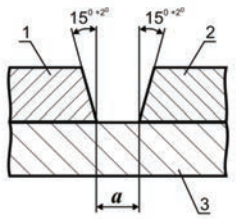
Параметр	Прохід при заповненні розробки		
	Кореневий	Заповнюючий	Облицювальний
Швидкість подачі дроту, м/хв.	9,0…9,2	9,0…9,2	7,4…7,7
Зварювальний струм, А	200…210	205…215	180…190
Напруга на дузі, В	26,0…26,3	26,5…27,0	25,0…26,0
Виліт дроту, мм	20…23	16…20	10…14
Захисний газ	Ar (82 %)+CO_2(18 %)		

Таблиця 8. Рекомендовані режими зварювання стикового з'єднання дротом Св08Г2С

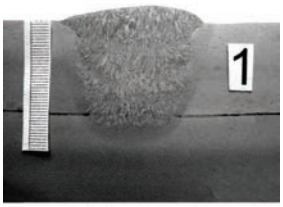
Параметр	Прохід при заповненні розробки		
	Кореневий	**Заповнюючий**	**Облицювальний**
Швидкість подачі дроту, м/хв.	3,6…3,8	4,0…4,1	3,6…3,8
Зварювальний струм, А	125…130	145…155	125…130
Напруга на дузі, В	18,0…18,5	19,0…20,0	18,0…18,5
Виліт дроту, мм	18…23	16…20	10…14
Захисний газ	Ar (82 %)+CO_2(18 %)		

Технологія виконання багатошарових кільцевих напустково-стикових з'єднань передбачає ведення процесу зварювання в напрямку знизу-вгору по секторах. При ширині розробки крайок $a \geq 15$ (рис. 11, а) мм всі шари треба виконувати методом «один шар за два проходи». Це дає змогу подрібнити структуру металу та додатково підвищити значення ударної в'язкості шва. При ширині розробки крайок $a < 15$ мм перший шар виконувати методом «один шар за один прохід», а починаючи з другого шару, виконувати зварювання методом «один шар за два проходи» (рис. 11, б, в). Облицювальний шар напустково-стикового з'єднання слід виконувати методом «шар за прохід» або «шар за два проходи» в залежності від величини ***a***. Загальна кількість шарів в напустково-стикових з'єднаннях визначається товщиною стінки підсилюючих конструктивних елементів.

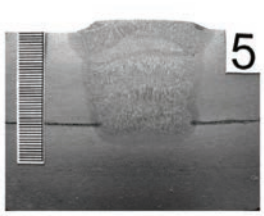
Для гарантованого сплавлення крайок з трубопроводом зварювання в стельовому положенні слід виконувати в положенні електроду «кутом назад». Режими зварювання наведені в табл. 9, 10.



а



б



в

Рис. 10. Напустково-стикові з'єднання підсилюючих конструктивних елементів: а - розробка кромок для зварювання; б - макрошліф з'єднання, виконаного дротом DW-A55; в - макрошліф з'єднання, виконаного дротом Св08Г2С; 1 – стінка підсилюючого елементу (муфта); 2 – стінка підсилюючого елементу (технологічне кільце); 3 – стінка газопроводу

Таблиця 9. Рекомендовані режими зварювання напустково-стикового з'єднання дротом DW-A55

Параметр	Прохід при заповненні розробки	
	Заповнюючий	**Облицювальний**
Швидкість подачі дроту, м/хв.	8,0…9,1	7,4…8,0
Зварювальний струм, А	190…220	180…200
Напруга на дузі, В	26,5…27,0	26,0…26,5
Виліт дроту, мм	12…23	10…16
Захисний газ	Ar (82 %)+CO_2(18 %)	

Таблиця 10. Рекомендовані режими зварювання напустково-стикового з'єднання дротом Св08Г2С

Параметр	Прохід при заповненні розробки	
	Заповнюючий	**Облицювальний**
Швидкість подачі дроту, м/хв.	4,0…4,1	3,7…3,8
Зварювальний струм, А	135…140	125…130
Напруга на дузі, В	19,5…20,5	18,0…18,5
Виліт дроту, мм	12…23	10…16
Захисний газ	Ar (82 %)+CO_2(18 %)	

Обладнання для механізованого дугового зварювання в захисних газах повинно включати професійні джерела живлення, які призначені для роботи в тяжких умовах. Апарати повинні мати ступінь захисту не менше IP23. В комплектацію повинні входити 4-х роликові виносні механізми подачі дроту, із водяним охолодженням, які дозволяють подавати дріт в шланги довжиною до 6 метрів. Всі вимоги до обладнання, матеріалів, захисних газів викладені в розробленій технологічній інструкції.

Виконані дослідження продемонстрували, що використання механізованого дугового зварювання в захисних газах із застосуванням традиційних (Св08Г2С) та сучасних зварювальних матеріалів (DW-A55,

Е71-Т) дозволяє досягти вимог, які висувають до експлуатаційних характеристик відремонтованих ділянок магістральних газопроводів. Підсумком проведеної роботи стало розробка нормативної документації з технології механізованого дугового зварювання в захисних газах при ремонті магістральних газопроводів, яка узгоджена з ПАТ «Укртрансгаз».

За результатами лабораторно-дослідних випробувань прийнято рішення про промислову апробацію розробленої технології на підприємствах ПАТ «Укртрансгаз» з метою її застосування в польових умовах ремонту МГ.

1. *ГОСТ 2246-70*: Проволока стальная сварочная. Технические условия. – Введ. 01.01.1973. – ФГУП «Стандартинформ», 2008. – 19с.
2. *AWS A5.18*: Carbon Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding // American Welding Society, Miami, 2005.
3. *AWS A5.28*: Specification for Low-Alloy Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding // American Welding Society, Miami, 2005.
4. *ГОСТ 26271-84*: Проволока порошковая для дуговой сварки углеродистых и низколегированных сталей. Общие технические условия. – Введ. 01.01.1987. – М.: Госстандарт СССР, 1987.- 19с.
5. *AWS A5.36*: Specification for Carbon and Low-Alloy Steel Flux Cored Electrodes for Flux Cored Arc Welding and Metal Cored Electrodes for Gas Metal Arc Welding // American Welding Society, Miami, 2012.
6. *Олейник О.И.* Ремонт дефекта утонения стенки трубы с позиции безопасности выполнения сварочных работ на магистральном газопроводе // Розвідка та розробка нафт. і газ. родовищ. – 2015. - № 2. – С. 81-88.
7. *Підгаєцький В.В.* Пори, включення і тріщини в зварних швах / В.В. Підгаєцький – К.:Техніка, 1970. – 236с.
8. *Походня И.К.* Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами / И.К. Походня, И.Р. Явдощин, А.П. Пальцевич, В.И. Швачко, А.С. Котельчук – К.:Наукова думка, 2004. – 442с.
9. *Новожилов Н.М.* Основы металлургии дуговой сварки в газах / Н.М. Новожилов – М.:Машиностроение, 1979. – 23
10. *Походня И.К.* Сварка порошковой проволокой / И.К. Походня, А.М. Суптель, В.Н. Шлепаков - К.:Наукова думка, 1972. – 223с.
11. *СТО Газпром 2-2.2-136-2007*: Инструкция по технологиям сварки при строительстве и ремонте промысловых и магистральных газопроводов. Часть I. Технология сварки при ремонте промысловых и магистральных газопроводов, находящихся в эксплуатации. – Введ. 22.09.2007 – ОАО «Газпром» – 2007.
12. Справочник по сварке. Всепозиционные порошковые проволоки для нелегированных и низколегированных сталей – ESAB. – 32с.
13. *Макаров Э.Л.* Холодные трещины при сварке легированных сталей / Э.Л. Макаров – М.:Машиностроение, 1981. – 247с.
14. *Махненко В.И.* Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций / В.И. Махненко – К.:Наук. думка, 2006. – 618с.
15. *ГБН В.3.1-00013741-12:2011*: Магістральні газопроводи. Ремонт дуговим зварюванням в умовах експлуатації. – Введ. 06.09.2011 – К.: Міністерство енергетики та вугільної промисловості України. – 2011. – 152 с.
16. Испытание металлов / Сб. статей под ред. К. Нитцше – М.:Металлургия, 1967. – 452с.
17. *Бут В.С., Максимов С.Ю., Олейник О.И.* Склонность к трещинообразованию сварных соединений ремонтных конструкций на магистральных газопроводах // Автомат. сварка. – 2014. - № 11. – С. 17-26.
18. *Беккер М.В.* Ремонт магістральних трубопроводів під тиском / М.В. Беккер, В.С. Бут, Р.М. Говдяк [та ін.] – К.:Кий, 2008. – 239с.
19. *Николаев Г.А.* Сварные конструкции. Прочность сварных соединений и деформации конструкций / Г.А. Николаев, С.А. Куркин, В.А. Винокуров – М.:Высшая школа, 1982. – 272с.
20. *ГОСТ 23338-91*: Сварка металлов. Методы определения содержания диффузионного водорода в наплавленном металле и металле шва. – Введ. 01.07.1992. – М.: Госстандарт СССР, 1991. - 20с.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ МНОГОСЛОЙНЫХ ШВОВ С РАЗЛИЧНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬЮ К ОБРАЗОВАНИЮ ГОРЯЧИХ ТРЕЩИН

Академик НАН Украины **К.А. ЮЩЕНКО, Л.И. МАРКАШОВА**, д-р техн. наук,
А.В. ЗВЯГИНЦЕВА, Ю.А. ХОХЛОВА, О.С. КУШНАРЕВА, Н.О. ЧЕРВЯКОВ, канд. техн. наук
(Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины)

В работе рассмотрены многослойные швы, выполненные проволокой IN52, имеющие высокую чувствительность к образованию трещин провала пластичности (DDC) в зоне термического влияния (ЗТВ) и швы, выполненные проволокой IN52MSS, которые оказались нечувствительными к образованию трещин данного типа, при определенном уровне скоростей деформации. Исследовали изменения структурных характеристик швов, выполненных проволоками IN52 и Inn52MSS, методами трансмиссионной микроскопии ,микрорентгеноспектрального анализа, измерения микротвердости, а также с помощью дифракции отраженных электронов.

Ключевые слова: *многослойная наплавка, трещины провала пластичности, никелевые сплавы, плотность дислокаций, энергия дефекта упаковки, микротвердость*

Прогнозирование и управление структурой и свойствами металлических материалов и сварных конструкций из них требуют многоуровневого иерархического подхода к твердому телу как к совокупности взаимосвязанных подсистем, таких как: электронная подсистема; кристаллическая решетка, структура которой определяется электронной подсистемой; подсистема дефектов кристаллической решетки; поверхностные слои; все внутренние поверхности раздела; отдельные фазовые подсистемы в сложных гетерогенных средах [1].

На современном этапе построение многоуровневой модели деформируемого твердого тела находится на активной стадии своего развития. При этом экспериментально исследуются основные характеристики отдельных подсистем, их функциональные взаимосвязи, закономерности их самосогласованного изменения в различных полях внешних воздействий (механических, тепловых, электрических, радиационных и др.).

В данной работе рассмотрены изменения структуры под действием сварочного цикла для многослойных наплавок, выполненных проволоками с различной чувствительностью к образованию горячих трещин.

Известна высокая чувствительность к образованию трещин провала пластичности (DDC) в сварных соединениях никелевых сплавов типа In690, согласно которой трещины формируются в температурном интервале около 700-1000ºС по большеугловым миграционным границам аустенитных зерен преимущественно в многопроходных швах [2,3,4]. При этом механические испытания на установке Ала-Too (типа Gleeble) показывают различия в склонности к образованию провала пластичности. Так, сварные соединения, выполненные проволокой In52, в отличие от сварных соединений, выполненных проволокой In52MSS, имеют пониженные значения относительного удлинения δ в интервале температур 600-1000 ˚С, а для металла сварных швов Inconel 52MSS провал пластичности в соответствующем интервале температур незначителен [3].

В связи с возникающими проблемами, связанными с оценками свойств сварных соединений, предложены работы в плане моделирования условий сварки для многопроходных швов в сварных конструкциях, которые выполняли шестипроходными наплавками на пластины из сплава In690, размерами 6÷8x40x200 мм, в предварительно выстроганные канавки.

Химический состав сварочных проволок и основного металла приведен в табл. 1.

Сам процесс автоматической сварки в разделку с использованием проволоки ∅ 0,9 мм выполняли неплавящимся электродом в среде аргона на режимах: $U_д$=10,5В; $v_{подачи}$=75м/ч; $f_{колеб}$=60 колеб/мин; $A_{колеб}$=25 мм; $v_{св}$=6м/ч, указанных на рис. 1.

© К.А. ЮЩЕНКО, Л.И. МАРКАШОВА, А.В. ЗВЯГИНЦЕВА, Ю.А. ХОХЛОВА, О.С. КУШНАРЕВА, Н.О. ЧЕРВЯКОВ, 2015

Таблица 1. Химический состав сварочных проволок и основного металла

Марка сплава	Состав элементов, wt. %											
	C	Mn	Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Ti	S	P	Al	Si
In690	0.025	0,24	Base	29.72	10.3	-	-	0.28	0.002	0.005	0.87	0.32
In 52	0.026	0.31	base	28.8	8.5	0.03	0,03	0.51	0.001	0.004	0.72	0.12
In 52MSS	0.024	0.29	base	30.3	7.2	2.52	3.51	0,25	0.0008	0.0006	0.22	0.15

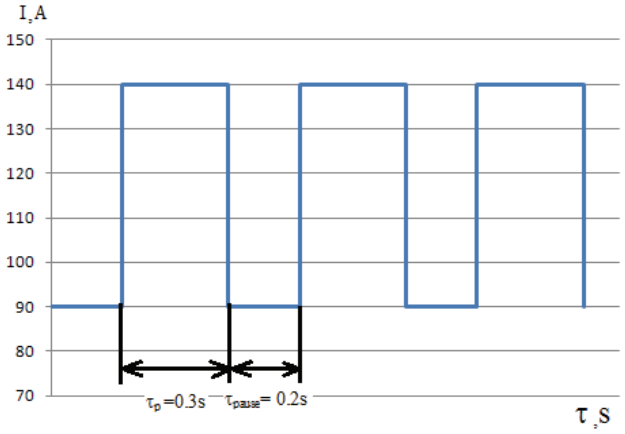


Рис. 1. Режимы автоматической сварки

В данных условиях выбранные режимы сварки обеспечивали оптимальное формирование каждого валика многослойного шва при отсутствии подрезов и несплавлений между валиками и минимальном проплавлении предыдущего шва.

Для соответствующих испытаний на установке PVR-Test с переменной скоростью деформирования во время сварки в пределах 0÷12 мм/мин из наплавленных пластин изготавливали образцы (строжка и шлифовка до размеров 340×180×3 мм). Методика и результаты испытаний описаны в работе [5].

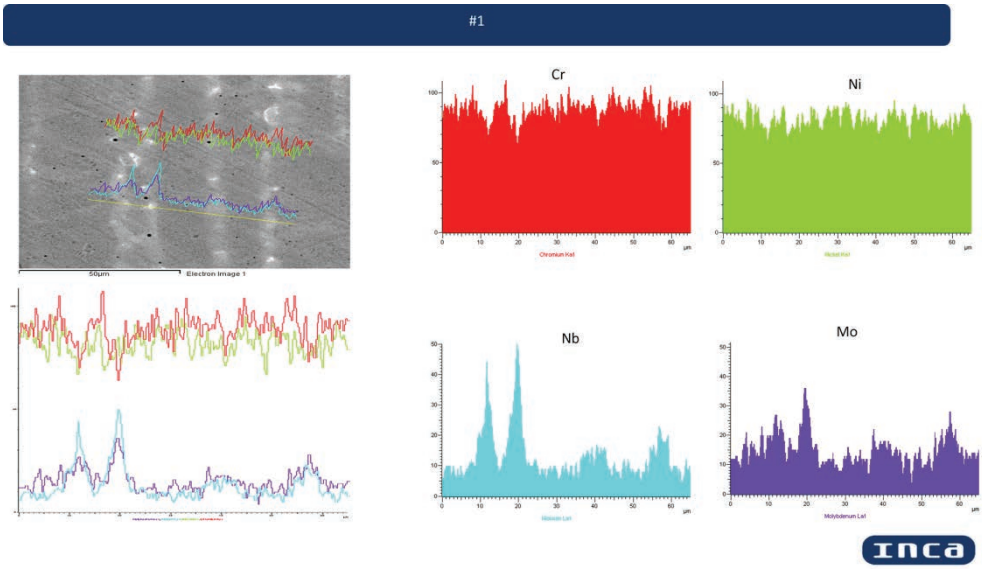


Рис. 2. Сварные швы, выполненные проволокой In52MSS в аргоне; наблюдается химическая неоднородность по Nb и Mo

В плане последующего анализа условий возникновения и характера распространении трещин DDC в сварном шве, выполненном проволоками In52MSS и In52, на первом этапе были проведены экспериментальные исследования зеренной структуры в ЗТВ сварного шва с помощью сканирующего растрового электронного микроскопа с использованием EDX и CCD–детектора. При этом методами EDX исследовали химическую неоднородность ячеистой структуры металла швов Inconel 52MSS и, для сравнения, металла швов Inconel 52, нелегированных Mo и Nb (рис. 2, 3).

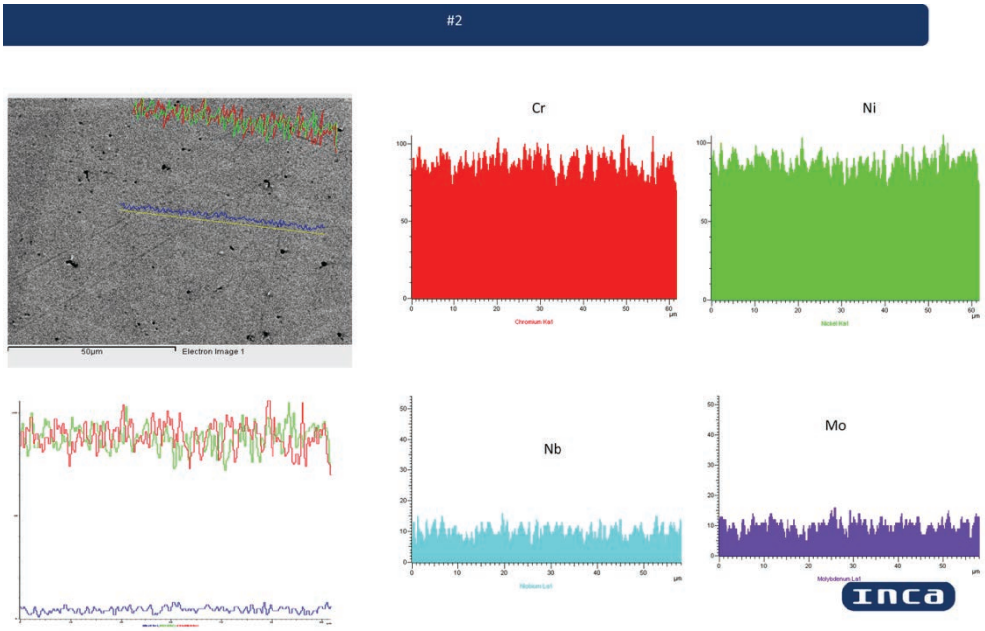
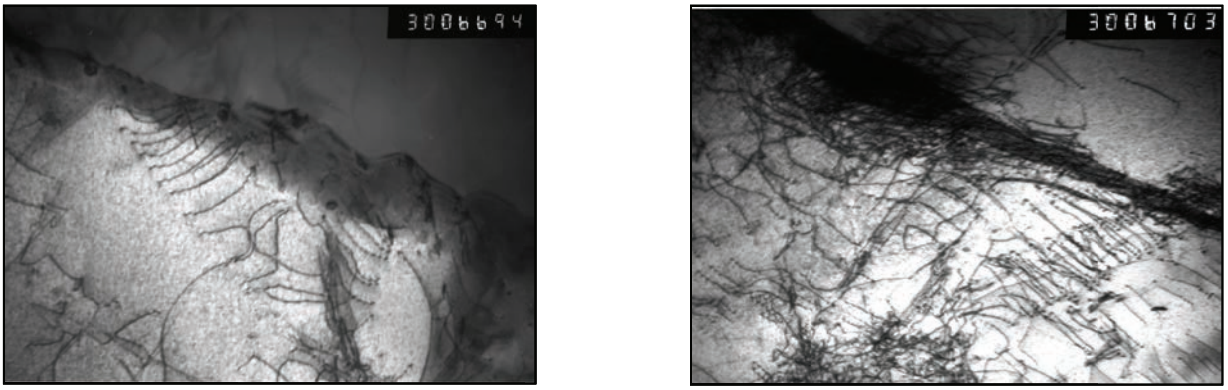


Рис. 3. Сварные швы, выполненные проволокой IN52 в аргоне; не наблюдается химическая неоднородность

Исследованиями установлено, что в швах Inconel 52, в которых содержание Mo и Nb минимальное (общее содержание Mo и Nb составляет ~0,7 %) , химическая неоднородность значительно меньше, что способствует образованию трещин провала пластичности. В то же время, в отдельных участках шва проволоки Inconel 52MSS содержание Nb и Mo увеличивается в ~2-4 раза по сравнению с общим содержанием (Mo и Nb порядка 6 %).



а б

Рис. 4. Характер распределения дислокаций в металле шва: а – в сплаве In 52 MSS (равномерное распеределение с невысокой плотностью) и б – в сплаве In 52 (увеличение плотности дислокаций при градиентном ее распределении), ×30000

На следующем этапе исследований с целью изучения тонкой (дислокационной) структуры металла различных зон сварного соединения, в том числе и характера субструктуры, деталей межзеренных, субзеренных границ и других параметров структуры использовали метод просвечивающей (трансмиссионной) электронной микроскопии. Прямые исследования тонкой структуры на просвет выполнены на установке JEM-200CX (фирмы JEOL) при ускоряющем напряжении 200кV. В данном случае оценка скалярной плотности и характера распределения дислокаций (рис. 4) выполнялась с использованием метода секущих. При этом конкретные значения плотности дислокаций (ρ) определяли по зависимости:

$$\rho = \frac{M}{t}\left(\frac{n_1}{L_1} \div \frac{n_2}{L_2}\right), \qquad (1)$$

где M, t – увеличение и толщина фольг; n_1, n_2 – число пересечений с горизонтальными и вертикальными линиями соответственно; L_1, L_2 – суммарная длина горизонтальных и вертикальных линий. Все результаты по оценке плотности дислокаций в металле шва (как при использовании проволоки In 52 MSS, так и с In 52) в разных участках структуры, а именно – во внутренних объемах зерна, вдоль межзеренных, а также субзеренных границ представлены в табл. 2.

Фазовый состав выделений, формирующихся в зоне сварки определяли методами микродифракционного анализа.

Таблица 2. Значения плотности дислокаций (ρ) во внутренних объемах зерен и вдоль межзеренных и субзеренных границ металла шва при использовании проволоки различного легирования

	IN52MSS	IN52
	ρ, $см^{-2}$	ρ, $см^{-2}$
Объем зерна	$10^8…10^9$	$2×10^9…8×10^{10}$
Субграница зерна	10^9	$9×10^{10}$
Граница зерна	$6…7×10^9…10^{10}$	$10^{11}…2{,}2×10^{11}$ (редко $3×10^{11}$)

Детальные исследования характера дислокационной структуры позволили выполнить также и оценку таких параметров дефектообразования, каким является энергия дефектов упаковки (ЭДУ), которая является показателем условий образования структурных дефектов и может характеризовать склонность исследуемого материала к образованию горячих трещин.

Значения энергии дефекта упаковки определяли в данном случае по ширине расщепления дислокаций, а ширину дефекта упаковки определяют прямым измерением на структурных изображениях, полученных при исследовании тонкой структуры на просвет конкретные значения ЭДУ определяли согласно зависимости [6, 8]:

$$\gamma = \frac{\mu b^2 (2-\nu)}{8\pi d_0 (1-\nu)} \qquad (2)$$

где ν - коэффициент Пуассона, *b* – вектор Бюргерса, γ - энергия дефекта упаковки, μ - модуль сдвига; d_0 - ширина расщепления дислокаций (расстояние между частичными дислокациями).

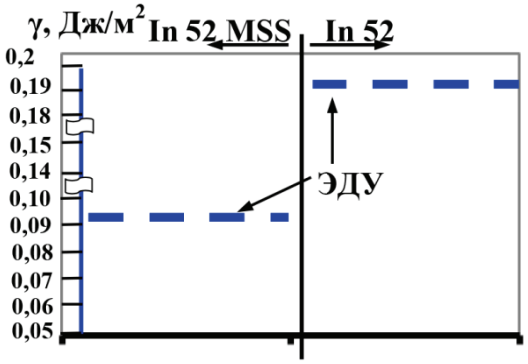
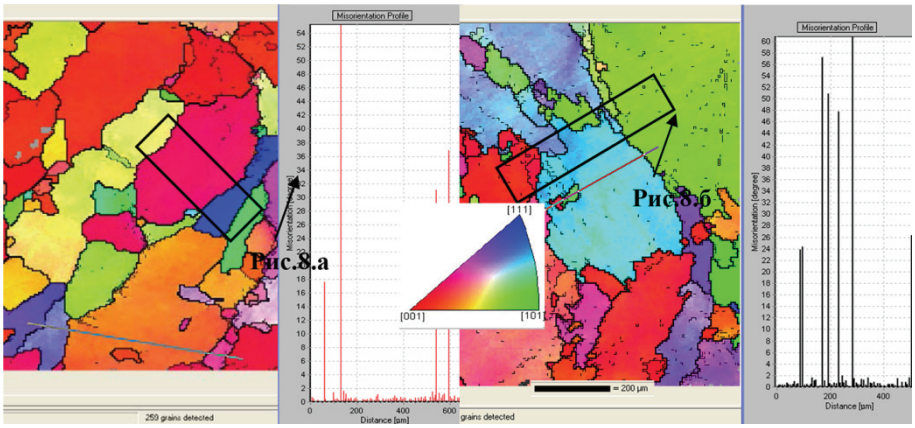


Рис. 5. Изменение энергии дефектов упаковки

В результате в данном направлении исследований установлено, что в металле шва при использовании проволоки In 52 MSS (в состоянии без трещин) ширина расщепления дислокаций (как в объеме зерен так и у межзеренных границ) составляет порядка0,045…0,07мкм, (рис. 4, а), что соответствует значению энергии упаковки ($\gamma_{ЭДУ}$) порядка ~0,091Дж/$м^2$, (рис. 5). следует при этом отметить, что в данном металле шва повышенное содержание Mo (3,51 %) и Nb (2,51 %), снижают значение энергии дефектов упаковки, что и приводит к повышению трещиностойкости исследуемого металла.

Для более детального анализа характера распространении трещин DDC в сварном шве, выполненном проволоками In52MSS и In52, были проведены экспериментальные исследования зеренной структуры вблизи трещины в ЗТВ сварного шва с помощью сканирующего растрового электронного микроскопа фирмы «Zeiss» EVO-50 с использованием CCD–детектора. Карты кристаллографической

ориентации зерен (рис. 6) для каждого исследуемого образца свидетельствуют о том, что трещины провала пластичности в ЗТВ сварного соединения распространяются по большеугловым границам, что также подтверждается в работе [9].



а б

Рис. 6. Фрагменты ориентации кристаллитов (обратная полюсная фигура) ЗТВ сварных швов, выполненных проволоками In52 (а) и In52MSS (б)

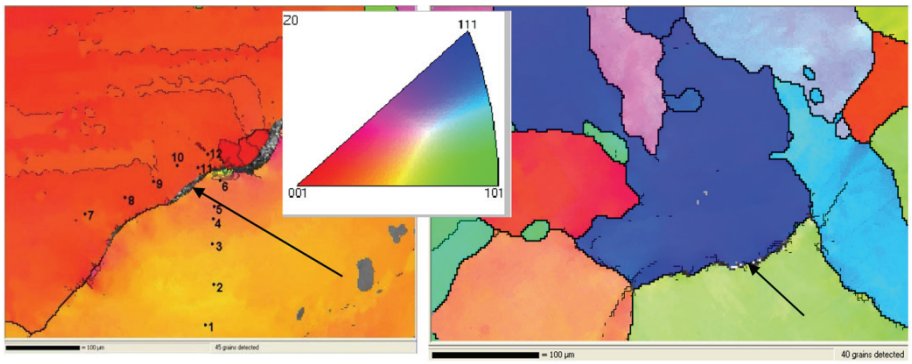


Рис. 7. Кристаллографическая картина расположения трещин в ЗТВ сварного соединения IN52. Стрелками показаны трещины по границам зерен

Примеры расположения трещин приведены на рис. 7.

Что же касается образцов, выполненных проволокой In52MSS, то в области ЗТВ образцов такого типа трещин не обнаружено. Дополнительными исследования субструктуры отмечено наличие по телу зерен большого количества малоугловых границ с разориентировкой фрагментов 2-4º. В то время, как в швах In52 малоугловые границ практически отсутствуют. Статистические исследования мест распространения трещин провала пластичности в ЗТВ показали, что такого типа дефекты распространялись в основном по границам зерен с ориентацией преимущественно <111> и <101> либо по границам зерен с ориентацией <100>.

Далее на зеренных структурах с известными кристаллографическими направлениями были измерены модули упругости и микротвердость. Цель эксперимента – изучение механических и кристаллографических изменений в процессе пластической деформации поликристаллического никелевого сплава и оценка локализации пластической деформации в пределах нескольких зерен методом микроиндентирования. При этом, а измерения микротвердости проводили на микроиндентометре Микрон–гамма с использованием нагрузки 5г и 10г.

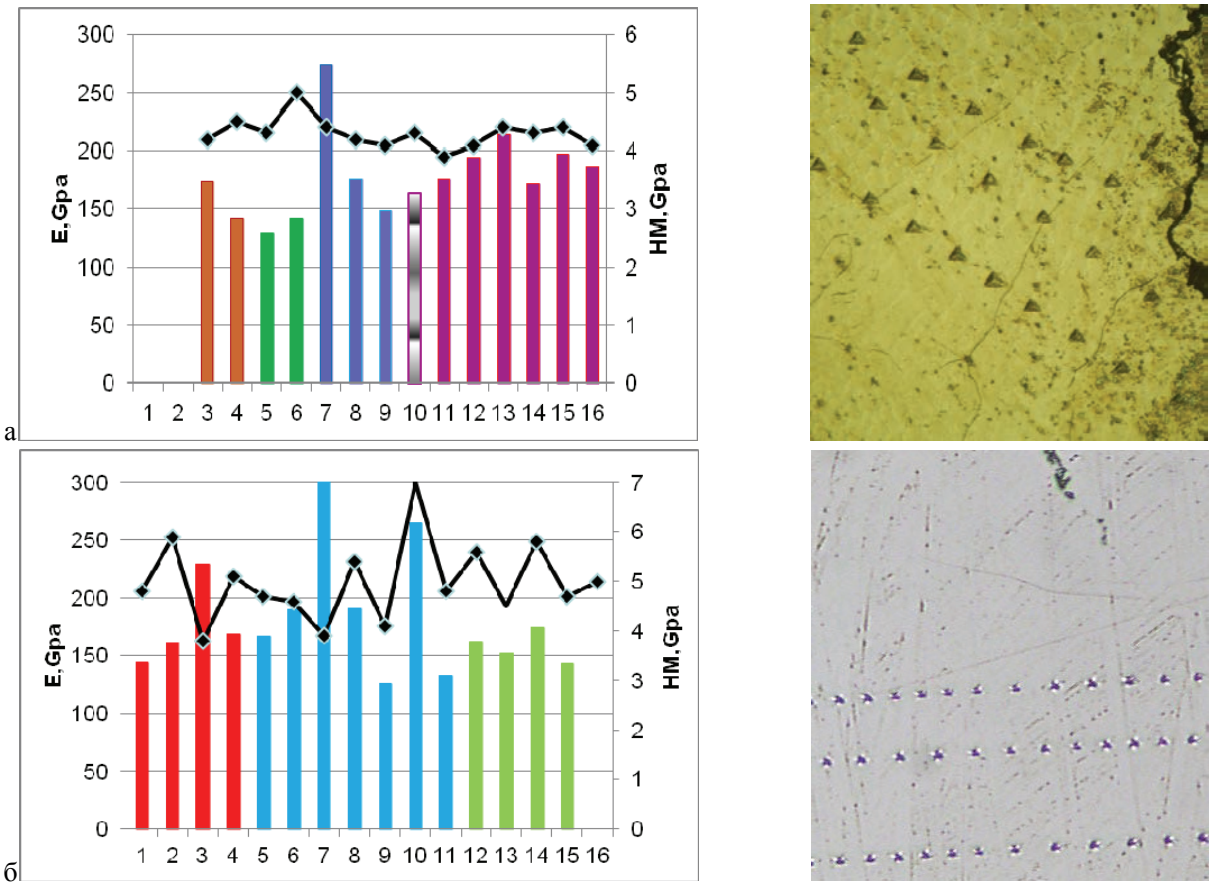


Рис. 8. Значения микротвердости HM,GPa и модуля упругости E,GPa для ЗТВ сварных соединений, выполненных проволоками IN52 (а) и IN52MSS (б)

Результаты измерений показали значения микротвердости для IN52 в пределах 2.8-5,5 GPa, в то время как значения микротвердости для образца, выполненного проволокой IN52MSS, имеют больший разброс значений 2,9-7 GPa (рис. 8).

Выводы

В результате исследований многослойных наплавок выполненных проволоками с различной чувствительностью к образованию горячих трещин показано, что микроструктурные составляющие и их изменения под действием сварочного термического цикла значительно влияют на стойкость сварных соединений к образованию горячих трещин.

В швах Inconel 52, в которых содержание Mo и Nb минимально (общее содержание Mo + Nb=0,7 %), химическая неоднородность существенно уменьшается, что способствует возникновению трещин DDC. В то же время, в отдельных участках шва Inconel 52MSS, где содержание Nb и Mo возрастает в 2-4 раза по сравнению с общим содержанием (Mo+Nb=6 %), трещины в швах данного типа отсутствуют.

Установлено, что тонкая структура металла швов при использовании проволоки In52 характеризуется более высокой плотностью дислокаций, особенно у границ зерен (порядка до $\rho \sim 10^{11} \ldots 2{,}2 \times 10^{11}$ см$^{-2}$).

Отсутствие трещин в металле шва в случае использования проволоки In 52 MSS связано с равномерным (без градиентов) распределением плотности дислокаций, а также снижением значений энергии дефектов упаковки $\gamma_{ЭДУ}$ (до ~0,091 Дж / м^2).

Трещины провала пластичности в ЗТВ сварных соединений распространяются, как правило, вдоль большеугловых границ зерен.

Результаты измерений микротвердости швов, выполненных проволокой IN52, показали значения для в пределах 2.8-5,5 GPa, в то время как значения микротвердости для образца, выполненного проволокой IN52MSS, имеют больший разброс значений – от 2,9 до 7 GPa.

1. *Панин В.Е., Егорушкин В.Е.* Неравновесная термодинамика деформируемого твердого тела как многоуровневой системы. Корпускулярно-волновой дуализм пластического сдвига // Физическая мезомеханика.- 2008. -№ 11. С.9-30.
2. *Torres E.A. , Peternella F. G., Caram R. and Ramírez A. J.* In Situ Scanning Electron Microscopy High Temperature Deformation Experiments to Study Ductility Dip Cracking of Ni-Cr-Fe Alloys // (eds.), in: In-situ Studies with Phonons, Neutrons and Electrons Scattering ed. by T. Kannengiesser et al. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2010, p.28.
3. *K. Yushchenko, V. Savchenko, N. Chervyakov, A.Zvyagintseva, E.Guyot.* Comparative hot cracking evaluation of welded joints of alloy 690 using filler metals Inconel® 52 and 52 MSS, Welding in the World, 2011. Vol. 55, № 9/10, P.28-35
4. *Lippold J.C., Kotecki D.J.* Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels, Copyright, 2005 by John Wiley&Sons.
5. *Ющенко К.А., Савченко В.С., Червяков Н.О., Звягинцева А.В., Монько Г.Г., Пестов В.А.* Исследование склонности к образованию трещин аустенитного материала с использованием методики PVR-Test // Автомат. Сварка. 2014. -№ 6-7. С. 13-16.
6. Электронная микроскопия тонких кристаллов / [П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др.].– Москва: Мир, 1968. – 574 с.
7. *Томас Г.* Электронная микроскопия металлов / Томас Г. – Москва: Изд. Иностр. Лит., 1963. – 351с.
8. *Горелик С.С.* Рентгенографический и электрооптический анализ / С.С. Горелик, Л.Н. Ростаргуев, Ю.А. Скаков // Москва: Металлургия, 1970. – 370с.
9. *Collins M.G., Ramirez A.I. Lippold J.C.* An Investigation of Ductility-Dip Cracking in Nikel-Based Weld Metals-Part III. Welding Journal, N2, 2004, s.39 s-49s.

ПРОЕКТ 8.16

Розробка електродів з покращеними санітарно-гігієнічними характеристиками для дугового зварювання та ремонту конструкцій із високолегованих хромонікелевих сталей

УДК 621.791.75

ВІДНОСНО ПЕРСПЕКТИВНОСТІ ВИКОРИСТАННЯ Li-ВМІЩУЮЧИХ ЗВ'ЯЗУЮЧИХ В ПОКРИТТІ ЕЛЕКТРОДІВ РУТИЛ-ОСНОВНОГО ВИДУ ДЛЯ ЗВАРЮВАННЯ Cr-Ni ВИСОКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

К.А. ЮЩЕНКО, І.К. ПОХОДНЯ, академіки НАН України,
О.В. БУЛАТ, М.В. СКОРИНА, Ю.М. КАХОВСЬКИЙ, А.Ю. МАРЧЕНКО, кандидати технічних наук,
В.І. САМОЙЛЕНКО, О.І. ФОЛЬБОРТ, інженери
(Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України)

Досліджено властивості електродних мас, покрить та електродів рутил-основного виду типу Э-08Х20Н9Г2Б за ГОСТ 10052-75 в залежності від складу Li-вміщуючого зв'язуючого. Показано, що для виробництва таких електродів перспективним є Li-Na-K зв'язуюче. В цьому випадку, у порівнянні з аналогічними електродами, виготовленими з використанням K-Na рідкого скла, значно зменшується питоме виділення та вміст у складі зварювального аерозолю токсичних сполук Cr^{+6} та Ni, гігроскопічність покриття, підвищуються пластичність (δ_5) та ударна в'язкість (KCV) металу шва.

***Ключові слова**: Високолеговані Cr –Ni сталі, дугове зварювання, покриті електроди, Li-вміщуючі зв'язуючі матеріали, технологічні властивості електродних мас, міцність та гігроскопічність електродних покрить, зварювально-технологічні та гігієнічні властивості електродів, хімічний склад та механічні властивості металу шва*

При ручному дуговому зварюванні високолегованих Cr–Ni сталей не вдається засобами примусової вентиляції повністю видалити із повітря робочої зони зварників та робочих суміжних професій токсичні сполуки Cr^{+6} (ГДК=0,01 мг/м^3) та Ni (ГДК=0,05 мг/м^3) [1].

В ряді випадків, наприклад, - при ремонтних роботах в середині ємкісної апаратури та колонного обладнання підприємств нафтохімічної та хімічної промисловості примусова вентиляція, зазвичай, не використовується зовсім. В зв'язку з цим, актуальність покращення гігієнічних властивостей електродів стає цілком очевидною.

В деяких зарубіжних публікаціях [2-7] показано, що використання Li-вміщуючих зв'язуючих для виготовлення електродів, призначених для зварювання Cr–Ni високолегованих сталей дозволяє в декілька

© К.А. ЮЩЕНКО, І.К. ПОХОДНЯ, О.В. БУЛАТ, М.В. СКОРИНА, Ю.М. КАХОВСЬКИЙ, А.Ю. МАРЧЕНКО, В.І. САМОЙЛЕНКО, О.І. ФОЛЬБОРТ, 2015

раз скоротити питомі виділення зварювального аерозолю (ЗА), а також сполук Cr^{+6}. Разом з цим, відсутня інформація про хімічний склад цих зв'язуючих та їх вплив на технологічність електродів у виробництві, зварювально-технологічні властивості, хімічний склад наплавленого металу та механічні характеристики звареного ними металу шва.

Нижче викладені результати комплексного вивчення перспективності використання Li-вміщуючих зв'язуючих для виробництва електродів АНВ-35 типу Э-08Х20Н9Г2Б з покриттям рутил-основного виду. Для досліджень були синтезовані декілька варіантів Li-вміщуючих зв'язуючих. З їх використанням виготовлені та випробувані експериментальні електроди.

Характеристики синтезованих Li-вміщуючих зв'язуючих та стандартного K-Na рідкого скла, використаного як зразок для порівняння, наведені в таблиці 1. На першому етапі роботи вивчали технологічні властивості електродних мас, міцність та гігроскопічність електродних покрить, на другому – зварювально-технологічні властивості електродів та механічних характеристик металу шва.

Синтез літієвого силікату здійснено шляхом взаємодії водного розчину одноводного гідроксиду літія ($LiOH·H_2O$) за ТУ 6-09-3763-83 з водною кремнієвою кислотою ($SiO_2·H_2O$) за ГОСТ 4214-78 при температурі 55-65°С. Подвійні Li-Na та Li-K і потрійні Li-Na-K розчини літійвміщуючих силікатів виготовлені двома способами - змішуванням розчинів синтезованого літієвого силікату з натрій і/або калієвим силікатом або взаємодією високо модульних складів натрієвого і/або калієвого силікатів з гідроксидом літія. В подальшому синтезовані літійвміщуючі силікати випаровуванням або розбавленням водою доводились до фізико-хімічних характеристик, наведених в табл. 1. Стандартне калієво-натрієве скло, яке використовувалось для порівняння, виготовлене розчиненням відповідної силікат брили в автоклаві.

Таблиця 1. Фізико-хімічні характеристики синтезованих літійвмісних зв'язуючих

Індекс	Вид зв'язуючого	Масова доля в зв'язуючому, %					Модуль	Густина, г/см^3	В'язкість, мПа·с
		SiO_2	Li_2O	Na_2O	K_2O	Сухий залишок			
145	Li	25,08	3,19	-	-	28,27	3,91	1,258	286,8
133	Li- Na	29,43	2,17	5,02	0,88	37,5	3,01	1,389	372,0
147	Li-K	24,45	1,77	1,19	3,87	29,15	3,34	1,305	615,0
23	Li- Na-K	26,2	1,48	3,30	4,12	35,1	2,87	1,381	532,0
143	K- Na	27,85	-	4,00	8,79	40,64	2,94	1,428	304,2

Пластичність обмазувальної маси. З використанням синтезованих зразків літійвміщуючих зв'язуючих досліджені пластичні властивості електродних обмазувальних мас, призначених для виготовлення рутилових електродів.

Обмазувальні маси готували в лабораторному інтенсивному противоточному змішувачі протягом 3 хвилин. Пластичність обмазувальної маси оцінювали за розробленою в ІЕЗ ім. Є.О. Патона методикою з використанням двох критеріїв, які відображають поведінку обмазувальної маси в процесі переробки, а саме:

- консистенції обмазувальної маси за величиною пластичної міцності Pm;
- текучості обмазувальної маси по характеру і значенні тиску екструзії через насадку (філь'єру) діаметром 4,0 мм і довжиною 40 мм.

Перший показник характеризує міцність сирої обмазувальної маси в стані брикета і в стані покриття, щойно нанесеного на металевий стрижень; другий – відображає здатність обмазувальної маси рівномірно і стабільно витікати (екструдуватись) під тиском з головки електродообмазувального пресу при нанесенні її на стрижень. Кращою вважається обмазувальна маса, яка при одних і тих же характеристиках екструзії має більш пластичну міцність, або ж при однакових значеннях пластичної міцності тече при більш низькому тиску.

Показники пластичності визначали на капілярному віскозиметрі ОБ 1435 (екструзійні властивості) і на конічному автопластометрі ОБ 2059 (міцностні властивості), розроблених і виготовлених в ІЕЗ ім.. Є.О. Патона.

З наведених в таблиці 2 та рис. 1 даних, видно, що в порівнянні зі стандартним калієво-натрієвим зв'язуючим синтезовані зразки літійвміщуючих зв'язуючих (за виключенням літієво-калієвого)

забезпечують кращу пластичність обмазувальної маси. Це проявляється в більш високій (в 3 рази) пластичній міцності при приблизно рівноцінному тиску екструзії обмазувальної маси. По характеру впливу на обмазувальні маси літійвміщуючі зв'язуючі схожі на високомодульні склади стандартних калієво-натрієвих і натрієво-калієвих рідких силікатів.

Найбільш сприятливі співвідношення між названими характеристиками текучості має обмазувальна маса, яка приготовлена на чисто літієвому зв'язуючому. В порівнянні зі стандартним калієво-натрієвим склом пластична міцність максимальна (приблизно в 4 рази вища), а тиск екструзії майже в 2 рази нижчий.

Літієво-натрієве зв'язуюче забезпечує найбільш високе значення пластичної міцності, яка на порядок вища, ніж при використанні калієво-натрієвого силікату. Одначе процес екструзії обмазувальної маси супроводжується помітною пульсацією тиску, особливо, при низьких швидкостях екструзії, що є негативним явищем. Очевидно це пов'язане з низьким вмістом силікату в розчині скла (сухого залишку) внаслідок його суттєвого розбавлення водою під час приготування (добавка близько 25 %) з метою майже 10-кратного зниження синергетичної в'язкості (з 6300 до 615 сП).

Таблиця 2. Пластичні властивості обмазувальної маси рутилових електродів, виготовленої з використанням літійвміщуючих зв'язуючих

Зв'язуюче			Пластична міцність, $P_m x10^{-5}$, дин/см^2	Характер екструзії	Тиск екструзії, МПа, Q	
тип	індекс	доза, %			1 мл/с	10 мл/с
К- Na	143	23,1	2,5	стабільний	32.5	37
Li-K	147	24,1	25,3	пульсуючий	□□ 25	□□ 24
Li- Na	133	24,0	7,5	стабільний	34	42,5
Li- Na-K	23	24,0	7,2	стабільний	33,5	35,5
Li	145	25,7	9,0	стабільний	18,5	21

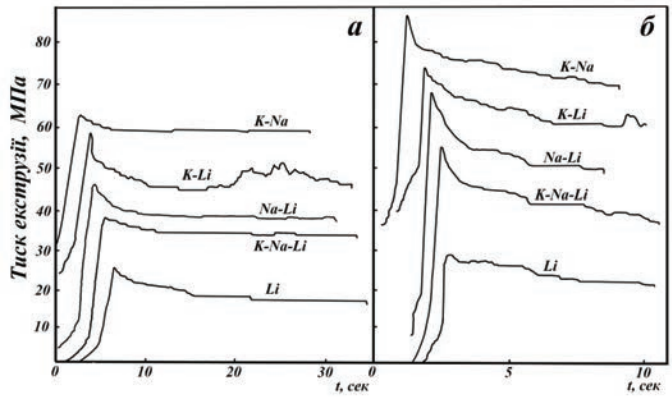


Рис. 1. Криві екструзії обмазувальної маси для рутилових електродів, виготовленої з використанням літійвміщуючих зв'язуючих; Q=1 мл/с (а), Q=10 мл/с (б)

Механічна міцність покриття. Важливим показником якості електродів є міцність покриття на металевому стрижні, яка в значній мірі визначається характеристиками зв'язуючого – лужного силікату. Її оцінювали методом згину висушених (прожарених) циліндричних зразків обмазувальної маси діаметром 4,0 мм і довжиною близько 50 мм. Їх отримували на капілярному віскозиметрі ОБ 1435 в процесі визначення пластичності обмазувальної маси. Екструдовані зразки сушили при кімнатній температурі, а потім прожарювали при температурі 200, 300, 350 і 400°С протягом 1 години. Для визначення міцності використовували розроблений в ІЕЗ ім. Є.О. Патона пристрій до конічного автопластометра.

Отримані дані свідчать, що механічна міцність обмазувальних мас, виготовлених на літійвміщуючих зв'язуючих, визначається хімічним складом зв'язуючого, зокрема вмістом в ньому літієвої складової, а також температурою прожарювання обмазувальної маси (рис. 2).

В цілому зразки покриття на літійвміщуючому зв'язуючому мають нижчий рівень міцності в порівнянні зі стандартними калієво-натрієвими аналогами. Так, потрійні літієво-натрієво-калієві зв'язуючі в порівнянні зі стандартним К- Na силікатом мають на 27 % нижчу міцність обмазувальної маси, з Li-Na силікатом – на 44 % і з чисто літієвим зв'язуючим – на 76 % . При цьому міцність зразків, прожарених при температурах 300, 350 і 400°С зменшується пропорційно вмісту оксиду літія в зв'язуючому.

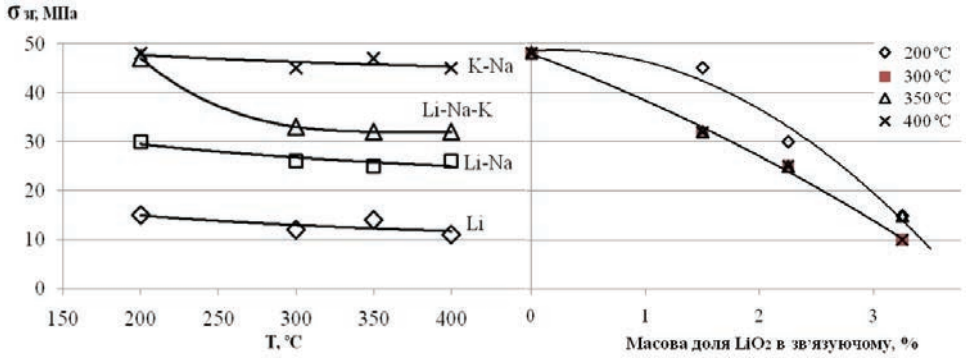


Рис. 2. Залежність міцності на згин обмазувальної маси рутилових електродів, виготовленої з використанням літійвміщуючих зв'язуючих, від температури її прожарювання (а) і вмісту оксиду літія в зв'язуючому (б)

З підвищенням температури прожарювання від 200 до 400°С міцність на згин незалежно від виду зв'язуючого зменшується внаслідок його дегідратації (рис. 2, а). Одначе загальне зниження міцності Li і K-Na зразків в залежності від температури прожарювання відносно невелике. Для Li-Na-K і Li-Na зв'язуючих спостерігається помітне падіння міцності в діапазоні 200-400°С.

Гігроскопічність покриття електродів. Гігроскопічність (сорбційне зволоження в оточуючій атмосфері) електродних покрить негативно впливає як на якість електродів, так і на виконаних ними зварювальних швів. Основною причиною зволоження покриття є наявний в ньому сухий залишок зв'язуючого – лужного силікату. Склад лужного силікату в значній мірі визначає гігросорбційну стійкість покриття. З використанням синтезованих зв'язуючих (табл. 1) виготовлені електроди марки АНВ-35 діаметром 3,0 мм. Для виготовлення контрольного варіанту електродів використали калієво-натрієве зв'язуюче. Окрім того, як зразок для порівняння були використані електроди марки Limarosta 316L діаметром 3,2 мм голландської фірми «Сміттвелд» (нині входить до корпорації «Лінкольн Електрик»), які відомі як дуже стійкі проти поглинання атмосферної вологи (т.з. LMR- електроди). Перед дослідженням всі електроди були прожарені в лабораторній печі при 300°С протягом 1 години.

Гігросорбційна стійкість покрить оцінювалась за кінетикою сорбції вологи під час експозиції електродів в гідростаті з відносною вологістю атмосфери 84 % (насичений водний розчин бромистого калія) при кімнатній температурі. Кінетика сорбції визначалась шляхом зважування контрольованих електродів на вагах з точністю до третього знаку при короткотерміновій (8 годин) і довготерміновій (2 тижні) експозиції. Кількість сорбованої вологи W визначається відносно початкової маси сухого покриття:

$$W = \frac{Pk - Po}{Pp} \times 100\ \%,$$

де Pk- поточна маса електроду після експозиції в гідростаті, г; Po- початкова маса покриття електроду, г; Pp- початкова маса покриття на електроді, г.

Результати оцінки гігроскопічності покрить наведені на рис. 3.

Видно, що літійвміщуючі зв'язуючі забезпечують високу проти гігроскопічну стійкість електродних покрить. Адсорбція вологи покриттями при короткотерміновій експозиції (8 год.) складає лише 0,10-0,125 % , а при довготерміновій (2 тижні) 0,35 % для покрить на літієвому зв'язуючому порівняно з 0,63 і 0,89 % для електродів, виготовлених відповідно на літієво-натрієвому і літієво-натрієво-калієвому зв'язуючих.

В той же час покриття на стандартному K-Na силікаті в тих же умовах адсорбують відповідно 0,81 і 3,05 %.

Покриття електродів марки Limarosta 316L при короткотерміновій експозиції займає за результатами оцінювання гігроскопічності проміжне становище між покриттями електродів марки АНВ-35, виготовлених з використанням літійвміщуючих і стандартних зв'язуючих. Сорбція вологи покриттям складає 0,35 %.

В умовах довготермінової експозиції схильність до адсорбції вологи покриття електродів марки Limarosta 316L порівняно з покриттями на літійвміщуючих зв'язуючих (1,02 % через 40 діб).

Сприятливий вплив літійвміщуючих зв'язуючих на стійкість покрить проти сорбції атмосферної вологи очевидно пов'язаний з низькою гідратацією іонів літія, а також зтисненням кремнекисневої сітки при входженні в неї іону літія і, відповідно, практично повній стійкості проти розмокання у воді.

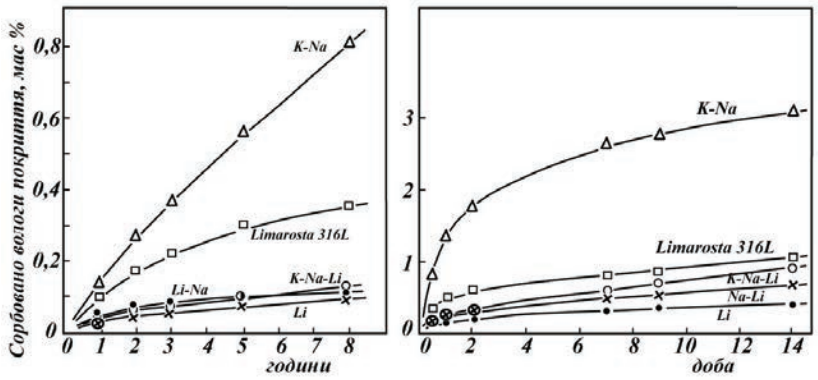


Рис. 3. Результати випробування гігроскопічності покриття електродів марки АНВ-35, виготовлених на літійвміщуючих зв'язуючих (φ=84 % , температура кімнатна)

При використанні електродів, призначених для зварювання високолегованих Cr–Ni сталей з покриттям рутил-основного виду, на відміну від електродів з основним покриттям, - існує ризик руйнування покриття шляхом розтріскування. Як правило, розтріскування відбувається коли розплавляється ($L_р$) більше ніж 50 % від стартової довжини електродів ($L_э$) при використанні максимально-допустимих значеннь зварювального струму. В зв'язку з цим провели оцінку тріщиностійкості покрить, виготовлених з використанням стандартного (K-Na) та експериментальних (Li-вміщуючих) силікатів при зварюванні постійним струмом зворотної полярності від випрямлювача ВДУ-504. Одержані результати узагальнені в табл. 3.

Таблиця 3. Схильність покриття електродів до розтріскування при зварюванні

Індекс електродів та вид скла	dел /dп, мм	Ізв, А	Lэл, мм	Lр, мм	Середня довжина тріщин, що утворюються від	
					втулочки, мм	контактного кінця, мм
72 (K-Na)	3/5,00	90…100	350	60 136 225	- - 27	- 25 30
73 (K-Na-Li)	3/5,05	90…100	350	62 134 222	- 5 30	- 27 38
Тріщини виникають 50…60с після припинення зварювання електродами 72 та 73						
74 (Na-Li)	3/4,95	90…100	350	64 135 223	- 34 35	20 27 40
Тріщини виникають підчас зварювання та розвиваються після його припинення						
75 (Li)	3/5,15	90…100	350	64 135 227	- - -	- - -
Крихкість покриття до-, під час – та після застосування електродів						

Як бачимо із таблиці 3, найвища тріщиностійкість забезпечується при використанні Li рідкого скла (індекс 75), однак таке покриття крихке і може руйнуватися як до-, так і підчас використання електродів. Серед інших варіантів прийнятні міцність та стійкість проти розтріскування мають покриття електродів з індексом 72, 73, виготовлених, відповідно, з використанням K-Na та K-Na-Li силікатів. При цьому, розтріскування виникає лише після зварювання та охолодження залишку електродів.

До найважливіших зварювально-технологічних властивостей покритих електродів відносять стабільність горіння зварювальної дуги, якість формування швів та відокремлення шлакової кірки. Ці характеристики оцінювали при зварюванні та наплавленні на пластини із сталі 12Х18Н10Т постійним струмом зворотної полярності від випрямлювача ВДУ-504 ($U_{хх}$=80 В). Як критерій стабільності горіння дуги обрали та визначали величини стандартних відхилень струму та напруги зварювальної дуги ($\sigma_{Iд}$ та $\sigma_{Uд}$) від середньостатистичних показників $I_д^{ср}$ та $U_д^{ср}$. При цьому використовували аналізатор

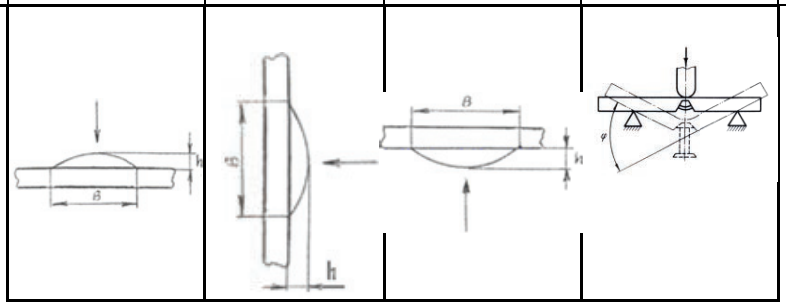
зварювальних процесів АЗП-19, який дозволяє в режимі реального часу отримувати цифрову інформацію про зміну характеристик зварювального контура, накопичувати інформацію, а в подальшому - здійснювати її статистичну обробку. Отримані результати наведені в таблиці 4.

Як критерій якості формування металу шва обрали та визначали середні значення коефіцієнта форми $К_ф^{ср}$ (співвідношення ширини шва «в» до його висоти «h»). Для цього використовували методику [8].

Відповідні вимірювання проводили після наплавлення електродами валиків на плоску поверхню пластин у нижньому, вертикальному та стельовому положенні. Наплавлення здійснювали з поперечними коливаннями електродів з амплітудою 7…8 мм. Одержані значення цього показника дані в таблиці 4. Для оцінки якості відокремлення шлакової кірки, відповідно з методикою [9], використовували показник $\varphi_{ср}^{o}$ – середнє значення кута примусового розкриття крайок стикового з'єднання пластин, при якому шлакова кірка повністю відокремлюється з поверхні корінцевого шва. Результати оцінки цього показника наведені в табл. 4.

Таблиця 4. Зварювально-технологічні властивості експериментальних електродів

Позначення експери-ментальних електродів	Коефіцієнт форми шва, $k^{ср}$, при зварюванні в положеннях			Кут відокремлення шлакової кірки, $\varphi_{ср}^{0}$	Характеристики стабільності горіння зварювальної дуги			
	нижньому	вертикаль-ному	стельовому		$I_д^{ср}$,А	$\sigma_{Iд}$,А	$U_д^{ср}$, В	$\sigma_{Uд}$,В
72(K-Na)	3,1	2,8	2,6	4	96,5	14,5	20,3	4,0
73(K-Na-Li)	3,1	2,8	2,5	5	96,0	14,5	21,0	4,1
74(Na-Li)	3,2	2,6	2,5	6	95,2	14,8	22,0	4,2
75(Li)	2,8	2,5	2,3	8	94,3	18,2	23,5	5,7



Як бачимо із таблиці 4, електроди, позначені індексами 72, 73, виготовлені з використанням K-Na та K-Na-Li силікатів, мають найкращу сукупність характеристик: стабільності горіння зварювальної дуги (найнижчі значення показників $\sigma_{Iд}$ та $\sigma_{Uд}$), формування зварних швів (найбільші значення $К_ф^{ср}$) та відокремлення шлакової кірки (найменші значення $\varphi_{ср}^{o}$).

Таблиця 5. Хімічний склад наплавленого металу експериментальних електродів

Позначення електродів	Тип зв′язуючого	Мас. доля в наплавленному металлі, в %								
		C	Cr	Ni	Mn	Si	Nb	S	P	α фаза
72	K-Na	0,053	20,1	10,2	1,3	1,0	0,7	0,011	0,022	7,5
73	K-Na-Li	0,053	19,6	9,9	1,3	1,1	0,7	0,010	0,021	6,5
74	Na-Li	0,051	19,9	10,1	1,3	1,0	0,7	0,010	0,022	6,0
75	Li	0,048	19,5	9,3	1,2	1,0	0,7	0,011	0,028	6,0
Вимоги ГОСТ 10052-75	н.р.	0,05-0,12	18,0-22,0	8,0-10,5	1,0-2,5	<1,3	0,7-1,3 >8[C]	<0,020	<0,030	2,0-8,0

Для контролю хімічного складу наплавленого металу експериментальними електродами відповідно до вимог ГОСТ 9466-75, були виконані восьмишарові наплавки, в яких методом дифузійної спектрометрії (спектрометр ДФС-51) визначали вміст C, Cr, Ni, Mn, Nb, S та P, а магнітометричним методом (магнітометр МФ-10И) – вміст α-фази (δ-фериту). Одержані результати, а також відповідні вимоги ГОСТ 10052-75 для електродів типу Э-08Х20Н9Г2Б приведені в табл. 5.

Для визначення вмісту в наплавленому металі водню, азоту та кисню із верхніх шарів вищевказаних восьмишарових наплавок були вирізані по дев′ять циліндричних зразків діаметром 5 мм і довжиною 5 мм. Аналіз вмісту газів виконували методом відновленого розплавлення на установках відповідно LECO RH-

402, LECO TN-114, LECORO-316 [12]. Результати аналізу наведені в таблиці 6. Як бачимо із табл. 5 та 6 всі дослідні електроди за хімічним складом наплавленого металу та вмістом α-фази практично не відрізняються між собою та відповідають вимогам ГОСТ 10052-75. Щодо вмісту газів, то використання Li-вміщуючих силікатів призводить до зменшення в наплавленому металі вмісту кисню та водню і збільшенню – азоту. На нашу думку, такі зміни в деякій мірі обумовлені зменшенням гігроскопічності електродного покриття, тобто вмісту в ньому вологи.

Таблиця 6. Вміст газів в наплавленому металі

Позначення електродів	Тип зв′язуючого	Масова доля в наплавленному металлі, в %		
		H	N	O
72	K-Na	0,0015	0,067	0,062
73	K-Na-Li	0,0014	0,072	0,058
74	Na-Li	0,0012	0,079	0,051
75	Li	0,0010	0,082	0,045

Для оцінки механічних властивостей зварних швів експериментальними електродами, у відповідності з ГОСТ 9466-75, були виконані стикові з′єднання пластин із сталі 12Х18Н10Т. Зварювання здійснювали постійним струмом зворотної полярності ($I_{зв}^{=}$ 80…90 А) від випрямлювача ВДУ-504. У відповідності до ГОСТ 6996-66 з них були вирізані по три зразки типу II для випробувань на статичне розтягнення та – типу IX для випробувань на ударний вигин. Результати випробувань, а також відповідні вимоги ГОСТ 10052-75 до електродів типу Э-08Х20Н9Г2Б, наведені в табл. 7.

Таблиця 7. Механічні властивості металу шва (при+20°С)

Позначення електродів	Тип зв′язуючого	$\sigma_т^{ср}$,	$\sigma_в^{ср}$,	$\delta_5^{ср}$, %	KCU	$KCV^{ср}$
		кгс/мм^2 (МПа)			кгс·м/см^2(Дж/см^2)	
72	K-Na	57,8 (567,1)	72,4 (709,5)	29,5	н.д.	9,0(88,5)
73	K-Na-Li	52,4 (513,7)	71,6 (702,9)	35,3	н.д.	12,0(117,7)
74	Na-Li	54,6 (535,0)	73,1 (713,1)	33,3	н.д.	13,2(129,3)
75	Li	51,7 (507,3)	72,1 (708,2)	38,5	н.д.	12,6(122,3)
Вимоги ГОСТ 10052-75	н.р.	н.р.	>55 (540)	>22	>8,0 (78)	н.р.

Згідно одержаним результатам, використання Li-вміщуючих силікатів замість K-Na рідкого скла дозволяє суттєво підвищити пластичність (параметр δ_5) – та ударну в′язкість (параметр KCV) металу шва. При цьому, механічні характеристики металу швів всіх експериментальних електродів відповідають вимогам ГОСТ 10052-75.

Таблиця 8. Хімічний склад ТСЗА електродів

Позначення електродів	Масова доля в ТСЗА, в % , сполук					
	Cr^{6+}	Cr^{3+}	Ni	Mn	Fp	Fн
ЦЛ-11(Na-Li)	4,61	2,49	2,44	2,93	4,77	4,87
72 (K-Na)	2,41	1,83	1,07	4,03	17,42	2,70
73(K-Na-Li)	2,09	2,24	1,12	4,45	18,55	2,51

Вищенаведені результати досліджень свідчать про те, що серед Li-вміщуючих силікатів для електродів з покриттям рутил-основного виду використання K-Na-Li рідкого скла є оптимальним (електроди 73). В зв’язку з цим, на наступному етапі роботи обмежилися визначенням гігієнічних характеристик цих електродів, а для порівняння - також електродів 72 (на K-Na рідкому склі) та найбільш поширених однотипних електродів ЦЛ-11 з покриттям основного виду. Для цього методом повної фільтрації аерозолю, що виділяється при зварюванні, були визначені питомі виділення твердої складової зварювального аерозолю (ТСЗА). При цьому використовували фільтри із тканини Петрянова марки ФПП15-1,5 [10]. Для хімічного аналізу відповідні проби ТСЗА осаджували на фільтри АФА-ХА-18 [11]. Всі експерименти здійснювали в однакових умовах – при наплавленні електродами d=3 мм на поверхню

пластин із сталі 12Х18Н10Т постійним струмом зворотної полярності ($I_{зв}$=90…100А) від випрямлювала ВДУ504. Отримані результати узагальнені в табл. 8 та 9.

Таблиця 9. Питомі виділення та гранично допустимі концентрації (ГДК) ТСЗА в повітрі робочої зони

Позначення електродів	Питомі виділення ТСЗА		Питомі виділення у складі ТСЗА, в г/кг, сполук		ГДК, в мг/м^3, для сполук		ГДК ТСЗА по Cr^{6+} та Ni, в мг/м^3
	г/хв	г/кг	Cr^{6+}	Ni	Cr^{6+}	Ni	
ЦЛ-11(Na- K)	0,26	10,48	0,48	0,26	0,01	0,05	0,20
72 (K-Na)	0,23	810	0,19	0,09			0,38
73 (K-Na-Li)	0,18	6,37	0,13	0,07			0,43

Згідно з отриманими результатами, використання K-Na-Li рідкого скла для виготовлення електродів рутил-основного виду (73) дозволяє у порівнянні з електродами ЦЛ-11в три рази зменшити виділення токсичних сполук Cr^{6+} та Ni. При цьому теоретична ГДК ТСЗА для повітря робочої зони , яка розрахована за цими сполуками, покращується в два рази.

Висновки

1. Літійвміщуючі зв'язуючі, за виключенням літієво-калієвого, забезпечують належний рівень пластичності обмазувальних мас. Це виражається більш сприятливими в порівнянні зі стандартним калієво-натрієвим зв'язуючим співвідношенням між пластичною міцністю і плинністю обмазувальних мас.

2. Механічна міцність обмазувальних мас і, відповідно, покриття електродів, виготовлених із застосуванням літійвміщуючих зв'язуючих, має нижчий рівень в порівнянні з обмазувальними масами, виготовленими зі стандартним калієво-натрієвим зв'язуючим. Вона суттєво зменшується з підвищенням вмісту оксиду літія в зв'язуючому і температури прожарювання електродів. Допустимий вміст Li_2O в зв'язуючому повинен знаходитися в межах 1-2 % , а температура прожарювання електродів в межах 300-350°С.

3. Застосування літійвміщуючих зв'язуючих забезпечує значне (від 3 до 7 разів) підвищення стійкості електродних покрить до сорбції вологи. Ефективність дії збільшується з підвищенням концентрації в зв'язуючому літієвої складової і досягає максимуму для чистого літієвого силікатного зв'язуючого.

4. Дослідженнями тріщиностійкості покриття та зварювально-технологічних властивостей електродів рутил-основного виду типу Э-08Х20Н9Г2Б в залежності від типу Li-вміщуючого зв'язуючого показано, що на прийнятному рівні ці характеристики забезпечуються лише при використанні випробуваного K-Na-Li зв'язуючого.

5. Використання Li-вміщуючих зв'язуючих замість стандартного K-Na рідкого скла дозволяє значно підвищити пластичність (δ_5) та ударну в'язкість (KCV) металу шва завдяки зменшенню в ньому вмісту кисню та водню і підвищенню – азоту. При цьому, незалежно від типу Li-вміщуючого зв'язуючого, вміст в наплавленому металі Cr, Ni, Nb, Si, S, P, а також α-фази практично не змінюється.

6. Використання Li-Na-K зв'язуючого для виготовлення електродів рутил-основного виду типу Э-08Х20Н9Г2Б дозволяє значно зменшити виділення в складі зварювального аерозолю токсичних сполук Cr^{6+} та Ni. Так, у порівнянні з найбільш поширеними однотипними електродами ЦЛ-11, покриття якого виготовлено з використанням K-Na зв'язуючого, вони зменшуються в три рази.

1. *ГОСТ* 12.1.007-76 ССБТ Вредные вещества. Классификация и общин требования безопасности.
2. *Європ*. Пат ЕР 0342036. Silicate Binders. Criffhs T. – Приорит. От 13.05.88. Опубл. 15.11.89.
3. Criffhs T., A.C. Stevenson. Binder developments for steinless electrodes. Welding River, 1989, N8, s.192, 194, 196.
4. *S. Kimura, M. Kobayashi, T. Godai, S Minato*. Investigations on Crmium I Streinless Steel Welding Fumer. Doc. JJW/JJS II-286-79, 10s.
5. *K.Kawada, M. Kobayashi*, Experimental Investigations on Hazard of Lithium in Welding Fume. Doc. JJW/JJS VIII-286-79, 8s.
6. *Jnobond.* Проспект фірми «Van Baerle &CieA.G» (Швейцарія)
7. *Cristal*^{TM}E, A new generation of stainless steel MMA electrodes. Проспект фірми «Air Ziquide/Oerlikon» (Франція).
8. *Сидлин З.А., Тарлинский В.Д*. Современные типы покрытых электродов и их применение для дуговой сварки: - Москва: - «Машиностроение»: - 1984, -63 с.
9. *Липодаев В.Н., Бойко В.А., Каховский Ю.Н. и др*. Способ оценки отделимости шлаковой корки: - А.с. СССР № 407689 от 28.08.1973 г. – 2 с.
10. *МУ* 1927-78 Методические указания. Гигиеническая оценка сварочных материалов и способов сварки, наплавки и резки металлов. – М.: Минздрав СССР, 1980. – 15 с.

11. *МУ* 4945-88 Методические указания по определению вредных веществ в сварочном аэрозоле (твердая фаза и газы). – М.: Минздрав СРСР, 1990. – 150 с.
12. *Калинюк В.В*. Організація процесу аналізу титанових сплавів на вміст кисню, азоту, водню та вуглецю. Метрологія та прилади, - 20М, № 2, -50 с.

ПРОЕКТ 8.17

Розробка клейової і клеєзварної технології ремонту насадових місць підшипників для подовження ресурсу експлуатації корпусних деталей енергетичного обладнання

УДК 621.792

РАЗРАБОТКА КЛЕЕВОЙ И КЛЕЕСВАРНОЙ ТЕХНОЛОГИИ РЕМОНТА ПОСАДОЧНЫХ МЕСТ ПОДШИПНИКОВ ДЛЯ ПРОДЛЕНИЯ РЕСУРСА ЭКСПЛУАТАЦИИ КОРПУСНЫХ ДЕТАЛЕЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Ю.С. ВАСИЛЬЕВ, канд. техн. наук, **Н.И. ОЛЕЙНИК**, науч. сотр., **Л.С. ПАРШУТИНА**, инж.
(Институт электросварки им. Е.О. Патона)

Проведен анализ физико-механических факторов, определяющих ресурс эксплуатации подшипниковых узлов. Разработаны клеевая и клеесварная технологии восстановления посадочных мест подшипников в опорах тяжело нагруженных зубчатых передач. Подобраны составы ремонтного композиционного материала на базе клея «Коутекс» и оптимальные режимы постадийного нанесения аппретирующего, шпатлевочного и финишного слоев покрытия. Установлены граничные значения реологических характеристик клеевых композиций для формирования клеесварного ремонтного соединения.

Ключевые слова: *технология ремонта, подшипниковый узел, клеесварная технология, ремонтные клеевые композиции, редуктор*

В Украине эксплуатируется большое количество промышленного оборудования, которое уже отработало определенный производителем срок службы. Высокая степень износа геометрических параметров, наличие усталостных и коррозионных повреждений требуют проведения большого объема ремонтно-восстановительных работ. Самым распространенным дефектом корпусных деталей является износ посадочных поверхностей под подшипники. Восстановление массовых корпусных деталей экономически целесообразно, т.к. позволяет существенно снизить расход запасных частей при ремонте и обеспечить необходимую долговечность сборочных единиц машин.

В настоящее время накоплен достаточный опыт по ремонту подшипниковых узлов в конструкциях различного назначения, который учитывает режимы работы и условия эксплуатации оборудования, надежность и долговечность подшипников, удобство и простоту обслуживания в процессе эксплуатации. Способы восстановления изношенных поверхностей на основе сварки, напыления и наплавки металлическими материалами и порошками нашли широкое применение на крупных специализированных предприятиях, где используется высокоточное оборудование для механической обработки посадочных мест подшипников с обеспечением параллельности осей и межцентровых расстояний. Для выполнения сварки и последующей механической обработки значительно увеличивается объем сопутствующих работ, связанных с демонтажем и последующим монтажом элементов оборудования, включая непроизводительные затраты на транспортировку демонтированного оборудования на ремонтные участки и производства. Поэтому разработка эффективной технологии ремонта и восстановления изношенных и поврежденных агрегатов промышленного оборудования непосредственно в условиях эксплуатации объектов или на ремонтном участке является актуальной.

© Ю.С. ВАСИЛЬЕВ, Н.И. ОЛЕЙНИК, Л.С. ПАРШУТИНА, 2015

Использование полимерных материалов значительно упрощает технологию восстановления посадочных мест и повышает долговечность подшипников качения за счет перераспределения внешней нагрузки между телами качения [1]. Наибольшее распространение в ремонтных работах промышленного оборудования нашли высоконаполненные металлополимерные клеевые композиции (мультиметаллы), а технология получила название «холодная молекулярная сварка». Эти композиционные материалы (по сравнению с чистыми полимерами) обладают повышенной жесткостью, прочностью и вибростойкостью, теплостойкостью, стабильностью размеров, а также пониженной газо- и водопроницаемостью. Совмещение технологических процессов сварки и склеивания при использовании металлополимерных композиций позволяет повысить жесткостные и прочностные характеристики металлоконструкций без снижения эксплуатационных нагрузок.

Цель научно-исследовательской работы состояла в разработке клеевой и клеесварной технологий ремонта подшипниковых узлов энергетического оборудования по месту эксплуатации на базе отечественных металлополимерных клеевых композиций, полученных путем рецептурного модифицирования промышленно выпускаемых полимерных матриц.

На основании опыта конструирования и эксплуатации металлических подшипников качения определен характер сопряжения колец подшипника с валом и с корпусом, который зависит от вида их нагружения - циркуляционного или местного [2]. Циркуляционно нагруженные кольца должны соединяться с сопрягаемой деталью неподвижно. Наличие зазора между циркуляционно нагруженным кольцом и сопряженной с ним деталью приводит к проворачиванию кольца относительно посадочного места, в результате чего происходит развальцовывание и износ шейки вала или корпуса, изготавливаемых обычно из более мягкого металла по сравнению с материалом кольца подшипника. Наоборот, подвижное соединение местно нагруженных колец с сопрягаемыми деталями предусматривает наличие зазора или незначительного натяга между кольцом и посадочным местом, что позволяет кольцу под действием толчков и вибраций медленно поворачиваться относительно своего посадочного места, и в работе участвует не ограниченный участок, а вся дорожка качения кольца. Такой способ установки местно нагруженных колец в значительной степени повышает срок службы подшипника, так как в противном случае имеет место износ дорожки качения кольца только на одном ее участке.

В соответствии с характером сопряжения колец подшипников с корпусом и учетом величины износа посадочных отверстий исследованы следующие методы ремонта подшипниковых узлов с использованием клеевых композиционных материалов (ККМ):

1. Вклеивание колец подшипника в посадочное место с образованием неподвижного соединения;
2. Формирование посадочных отверстий номинального размера в корпусной детали с образованием минимального зазора или небольшого натяга.

Вклеивание подшипников при износах до 0,25 мм рекомендуется производить с использованием жидкотекучих анаэробных клеевых композиций типа Анатерм и Унигерм (Россия), Локтайт (США), Пермабонд (Великобритания) [1]. Сущность этого метода заключается в том, что процесс восстановления посадочного места совмещается со сборочной операцией узла подшипника, в результате чего образуется неподвижное соединение подшипника и вала (корпуса), во много раз превосходящее по своим прочностным характеристикам рекомендуемые в таких случаях посадки с натягом. Это надежно предохраняет кольца подшипника от проворота, исключает появление фреттинг-коррозии и обеспечивает более надежную работу узла. При этом вклейка, в отличие от посадки с натягом, не приводит к появлению напряжений и деформаций колец подшипника, что также способствует более надежной работе.

В порядке предложения по импортозамещению зарубежных анаэробных композиций нами проведено исследование по восстановлению подшипниковых узлов с использованием отечественных клеевых композиций на эпоксидной и полиуретановой полимерных матрицах. Наиболее технологичной и ремонтопригодной определена клеевая композиция «Коутекс» - совместная разработка ИХВС НАНУ и ПО «Дайвер». Композиция представляет собой жидкотекучую двухупаковочную клеевую систему (основа + отвердитель в соотношении 1:1), обладающую высокой адгезией к влажным и замасленным поверхностям. Процесс формирования ремонтных соединений состоит в предварительной механо-химической обработке

посадочных мест, нанесении тонкого слоя клеевой композиции на внешнюю поверхность наружного кольца подшипника и сборке подшипникового узла.

Для ремонта подшипниковых узлов с износом до 1,0 мм используется тиксотропная клеевая композиция «Коутекс», а обеспечение требуемой точности сборки осуществляется с помощью приспособлений для фиксации деталей в определенном положении на время отверждения. В противном случае под действием силы тяжести происходит выдавливание клея и нарушается соосность посадочного отверстия и вала с подшипником.

Ремонт подшипниковых узлов в крупногабаритных редукторах энергетического оборудования, состоит в восстановлении геометрии опорных поверхностей подшипников с использованием ККМ с различной степенью наполнения неорганическими частицами. Пастообразный ККМ наносится с избытком на место износа и обрабатывается под номинальный размер после отверждения (рис.1) [3]. Прослойка ККМ между наружным кольцом подшипника и посадочным кольцом корпуса редуктора под действием внешней нагрузки деформируется, обеспечивая рациональное распределение нагрузки между телами вращения. В [4] определены оптимальные физико-механические характеристики полимерного слоя в зависимости от действующей нагрузки и зазора между кольцом и посадочным местом.

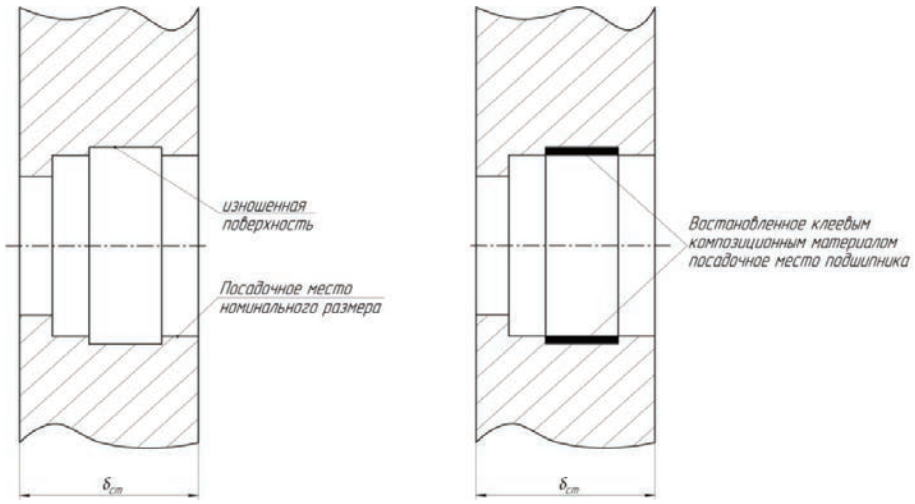


Рис. 1. Восстановление посадочного места подшипника с помощью ККМ [3]

Необходимым требованием к применяемым ККМ является обеспечение достаточного уровня технологической (начальной) прочности клеевых соединений через 30…60 мин после нанесения. Это позволяет существенно снизить трудоемкость технологического процесса склеивания благодаря возможности проведения последующих операций до полного завершения ремонта. Клеи с длительной жизнеспособностью за это время не набирают технологическую прочность, что увеличивает время ремонта и длительность простоя оборудования. Поэтому для разработки клеевой и клеесварной технологий ремонта подшипниковых узлов были проведены исследования по усовершенствованию составов клеевых композиций для создания ремонтных материалов с требуемым уровнем реологических характеристик и жизнеспособности.

С целью уточнения химического состава и количественного содержания компонентов ремонтных клеевых композиций (РКК) был проведен анализ исследований аналогичных по назначению материалов «Дурметалл» (Швейцария), «Честер Молекуляр» (США). Результаты показали, что полимерной основой выбранных материалов является ароматическая эпоксидная смола, что подтверждается наличием пиков поглощения в области 2900 $см^{-1}$ (ароматические кольца) и в области 830 $см^{-1}$ (эпоксидные группы). Этот вывод согласуется также с анализом масс-спектров, имеющих линии молекулярной массы 43 (эпоксидная группа) и 94 (бензольное кольцо). Отвердители могут быть классифицированы как ангидридные (полосы поглощения 1513 и 1718 $см^{-1}$) или оксидные с последующей перегруппировкой в присутствии катализатора PCl_5 в аминные группы. Это подтверждается наличием остатков HCN с молекулярной массой 27 по масс-спектру и полосы 812 $см^{-1}$ по ИК-спектру. Масс-спектроскопия Активатора ускоренного типа показывает наличие линии с молекулярной массой 19, указывающей на то, что катализатором является комплекс

трехфтористого бора с эфиром. Исследования, проведенные методом пиролиза, показали высокое наполнение неорганическими частицами размером от 5 до 150 мкм.

Выявленные материаловедческие закономерности создания дисперсно упрочненных полимерных композиционных материалов послужили основой для разработки РКК на базе отечественной клеевой полимерной матрицы «Коутекс» и отверждающих систем – УП-583, УП-0633М и Л-19, который также является активным пластификатором, обладающим свойствами поверхностно-активных веществ (ПАВ). Исследования процессов наполнения РКК осуществлялись при введении частиц оксидов металлов Ti, Fe, Cr, Zn, порошков железа, кварца, а также частиц с чешуйчатой формой на основе базальта.

Взаимодействие полимерной матрицы с аминными отвердителями в присутствии перечисленных оксидов изучали методом дифференциально-термического анализа (ДТА). Установлено, что все используемые оксиды металлов влияют на процесс отверждения эпоксидного олигомера. При этом фиксируется некоторое смещение температуры начала реакции и температур максимального пика кривой ДТА в область более низких температур по сравнению с ненаполненной композицией. Оксид хрома оказывает обратное действие. Экзотермический эффект при введении дисперсных частиц увеличивается в следующей последовательности: Cr_2O_3 > чистая композиция > Fe_2O_3 > ZnO > TiO_2. При введении оксидов в эпоксиаминную композицию наблюдается снижение энергии активации процесса отверждения. Приведенные данные указывают на каталитическую активность оксидов Ti, Fe, Zn и ингибирующее действие Cr_2O_3 на процесс отверждения эпоксиаминных композиций. С целью снижения стоимости расходных материалов применялся кварцевый порошок в виде частиц размером до 200 мкм.

Известно, что в ведение в полимерную матрицу высокодисперсных частиц размером менее 1 мкм приводит к образованию цепочечных структур, кластеров и агрегатов. В процессе полифракционного наполнения высокодисперсные частицы заполняют «свободный» объем между более крупными фракциями, повышая степень упаковки и прочностные показатели. Усиление РКК осуществлялось введением ультрадисперсного порошка (УДП) карбида кремния (SiC) с размером частиц 0,03…0,2 мкм и удельной поверхностью около 20 $м^2/г$. При введении УДП с объемной долей $\upsilon_н \sim 0,1…0,2$ усиливающее действие наполнителя проявляется в увеличении поверхностной энергии разрушения и прочности при растяжении. В композиции возникает бесконечный объемный кластер из цепочек частиц УДП, связанных с крупнодисперсными частицами через пленочные прослойки матрицы и образующий каркас, представляющий пространственную сеть. Такой каркас при нагружении деформируется, а его ячейки искажаются, растягиваясь или сжимаясь, в зависимости от направления приложенной нагрузки.

Нами разработана клеевая технология восстановления поверхностей посадочных мест подшипников в корпусе редуктора, основанная на формировании трехслойного ремонтного композиционного покрытия. Первый слой – аппретирующий (грунтовочный) с высокой адгезионной способностью к восстанавливаемой поверхности опоры (РКК-1). Второй – шпатлевочный с высокими прочностными и демпфирующими характеристиками (РКК-2). Третий – финишный, обеспечивающий максимальную величину фактического контакта (РКК-3).

Для ремонта тяжело нагруженных подшипниковых узлов и компенсации значительных износов опорных поверхностей нами предложена клеесварная конструкция ремонтного посадочного места подшипника качения в корпусе крупногабаритного редуктора с целью повышения несущей способности и изгибной жесткости та называемого «шпатлевочного слоя» (рис. 2).

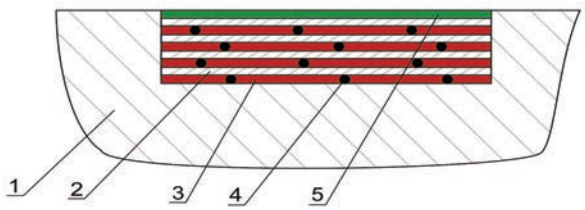


Рис. 2. Клеесварной метод восстановления посадочного места подшипника в корпусной детали: 1 – опора; 2 — многослой из тонколистовой стали 05кп; 3 - заполнитель межслойного пространства – анаэробный герметик; 4 - сварная точка; 5 – финишный слой композита

Ремонтная конструкция представляет собой многослой, состоящий из набора пластин тонколистового металла (δ = 0,1…0,5 мм) (2), соединенных сварными точками (4) и клеевыми прослойками (3) (рис. 2). Контактная поверхность с подшипником сформирована из эластичного клеевого композиционного материала (5).

Отработка технологических методов ремонта энергетического оборудования с использованием экспериментальных РКК осуществлялась на предприятиях Донецкой топливоэнергетической компании ДТЭК. В качестве объекта исследований выбрано проведение ремонта крупногабаритного цилиндрического редуктора РЛКУ-250М (рис.3). В результате обследования редуктора установлены места износа и измерены размеры дефектов (рис. 4, 5). Проверка овальности и конусности посадочных мест, неподверженных износу, при помощи фальшвала (рис. 6) показала их соответствие размерам и допускам, заданных в рабочих чертежах. Восстановление посадочных мест подшипников (вал 1 и вал 2) выполнено согласно разработанного технологического регламента ремонта редуктора.

Рис. 3. Корпус редуктора РЛКУ-250М

Рис. 4. Износ посадочных мест подшипников

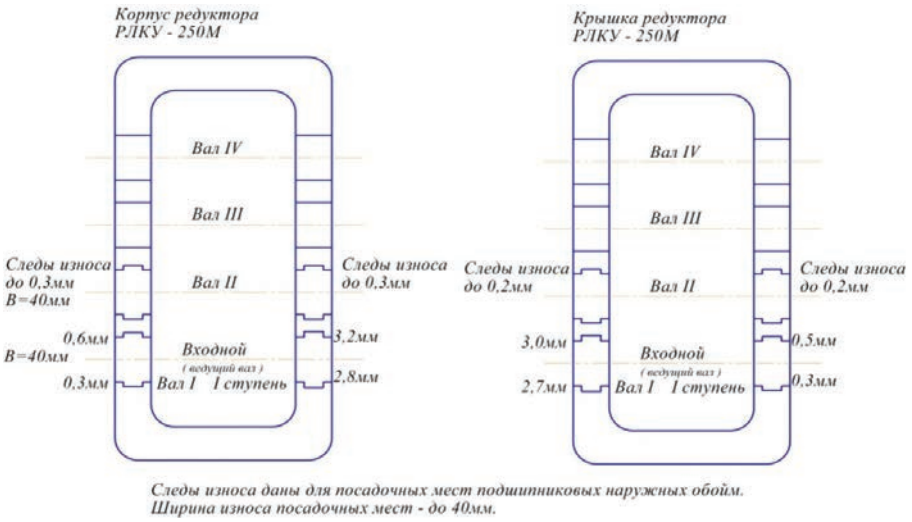


Рис. 5. Карта расположения и размеры дефектов, подлежащих ремонту с помощью РКК

Рис. 6. Установка фальшвалов на посадочные места подшипников

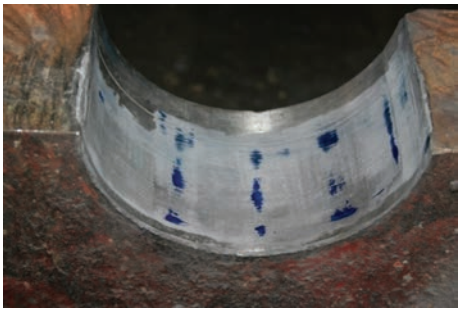


Рис. 7. Контроль точности восстановления посадочных мест подшипников

Окончательный контроль восстановленных посадочных мест подшипников выполнялся методом краски с помощью фальшвалов (рис. 7).

После производственных испытаний отремонтированный редуктор эксплуатируется на Першотравенском ремонтно-механическом заводе с марта 2014 г. по настоящее время.

1. *Применение* и прочность полимерных материалов при изготовлении и ремонте машин и оборудования / Б.А. Грязнов, В.К. Бухтияров, В.А.Какуевицкий, Д.А.Аронович, Ю.С. Налимов. Ин-т проблем прочности им. Г.С.Писаренко НАН Украины. - Киев, 2013. - 296 с.
2. *Перель Л.Я.* Подшипники качения:Расчет, проектирование и обслуживание опор: Справочник / Л.Я. Перель. – М.:Машиностроение. – 1983. – 543 с.
3. *Гончаров А.Б., Тулинов А.Б., Одинцов Л.Г.* / Способ восстановления диаметрального размера сушильного цилиндра бумагоделательного оборудования. // № 2364487, Бюл. № 23 от 20.08.2009.
4. *Тулинов А.Б.* Новые композиционные материалы в ремонтном производстве / А.Б. Тулинов, А.Б. Гончаров // Ремонт. Восстановление. Модернизация. – 2003. - № 11. – С.46-49.

ПРОЕКТ 8.19

Подовження ресурсу вертолітних редукторів та високоточних деталей авіаційної техніки термоциклічним іонним азотуванням

ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЕ АЗОТИРОВАНИЕ РЕДУКТОРНЫХ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС ВЕРТОЛЕТОВ И ВЫСОКОТОЧНЫХ ДЕТАЛЕЙ АВИАЦИОННОЙ ТЕХНИКИ

Б.А. ЛЯШЕНКО, В.В. ХАРЧЕНКО, Г.В. ЦЫБАНЕВ, Л.В. КРАВЧУК, Н.О. КУЗИН
(Ін-т проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України)

В практике эксплуатации вертолетного парка остаются актуальными вопросы обоснования и продления межремонтных ресурсов, одним из узких мест в которых являются редукторы, для которых этот ресурс может составлять 500…2000 ч, в то время как для зарубежных аналогов он составляет 6000 с его оценкой по техническому состоянию, а не по безопасному ресурсу. Увеличение ресурса до первого капитального ремонта у исходного изделия и продление последующих межремонтных ресурсов обусловлены многими факторами, среди которых определяющими являются применяемые материалы зубчатых колес, технологии их изготовления и обработки контактирующих в зубчатом зацеплении поверхностей. Разработанные в последнее время новые технологии формирования поверхностного слоя материалов позволяют существенно повысить характеристики сопротивления разрушению изделий от воздействия сил и сред различной природы и могут быть использованы для повышения долговечности зубчатых зацеплений [1].

Цель статьи – показать особенности и преимущества новой технологии термоциклического ионного азотирования для упрочнения высокоточных деталей.

По технологии термоциклирования эффективное решение комплекса взаимосвязанных научно-методологических вопросов было найдено на стыке металлофизики, теплофизики и термомеханики. Для синтеза новой технологии использованы разработки НАН Украины:

- теория и практика испытаний на термическую усталость (ИПП НАНУ) [2];
- эффект аномального массопереноса при импульсном деформировании (ИМФ НАНУ) [3];
- эффект увеличения скорости нагрева при дискретном энерговводе (ИТТФ НАНУ) [4].

Назначение технологии: замена классического азотирования на ускоренное ионное азотирование (снижение энергоемкости, отмена финишной механической обработки, восстановление поверхностной твердости детали после ремонта без деформационных поводок и коробления). Технология позволяет заменить классическую цементацию с отменой закалки и финишной механической обработки при переходе на азотируемые стали. В новой технологии использован опыт Украины по ионному азотированию в безводородных средах [5], чем исключается негативное влияние водорода на сердцевину детали и улучшаются экологические условия.

Сущность метода термоциклического ионного азотирования заключается в следующем. В

© Б.А. ЛЯШЕНКО, В.В. ХАРЧЕНКО, Г.В. ЦЫБАНЕВ, Л.В. КРАВЧУК, Н.О. КУЗИН, 2015

разреженной вакуумной газовой среде, состоящей из азота и аргона, между катодом (деталь) и анодом (стенка вакуумной камеры) возбуждается циклический тлеющий разряд управляемой мощности. При этом положительные ионы газа с высокой энергией бомбардируют поверхность детали, нагревают ее до температуры насыщения и диффундируют в поверхность, формируя в ней твердый раствор азота в металле, а при достижении границы растворимости – нитридные фазы. Температура азотирования стали 470…580^{0}С, давление (1,33…13)$\cdot 10^2$Па, рабочее напряжение колеблется от 400 до 1000 В.

Таким образом, упрочняющее защитное покрытие фактически представляет собой модифицированный (легированный) поверхностный слой материала детали, получаемый путем адресного подвода энергии массообмена. При этом прогрев детали в целом исключен. Термоциклическим способом «нагрев-охлаждение» прогревается только поверхностный слой детали на глубину, необходимую для упрочнения.

Отметим, что в классической технологии азотирования деталь в печном пространстве прогревается по всему объему, что сопряжено с дополнительным неоправданным расходом энергии. Новая технология реализуется в вакуумной камере без печных устройств.

Эмпирическая зависимость коэффициента массопереноса D_M при диффузии (рис. 1) связывается со скоростью деформирования $\dot{\varepsilon}$ следующим выражением:

$$D_M = D + c\,|\dot{\varepsilon}|^{\alpha}_{\exp}\,(\beta T),$$

где D - табличное значение коэффициента диффузии, с - деформационный фактор, α, β – константы, Т – температура протекания процесса диффузии.

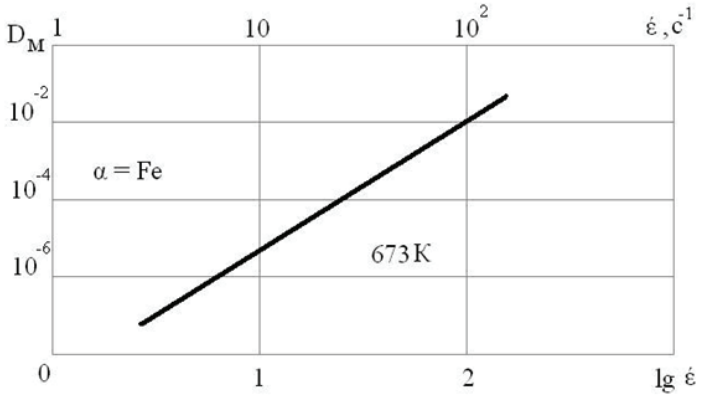


Рис. 1. Эмпирическая зависимость коэффициента массопереноса D_M при диффузии

Например при температуре 300^{0}С: при скорости деформирования $\dot{\varepsilon}$ =5 с$^{-1}$ коэффициент диффузии D_M=10 D, тогда как при $\dot{\varepsilon}$ =50с$^{-1}$ коэффициент D_M возрастает на 4 порядка, т.е. $D_M=10^4$ D [3].

В соответствии с теорией термоусталости фактор скорости деформирования $\dot{\varepsilon}$, ускоряющий массоперенос азота в поверхностный слой материала без риска термоусталостного разрушения этого слоя, определяется величиной размаха термических напряжений в цикле теплосмены режима термоциклирования, который реализуется в технологии (рис. 2). Режим термоциклирования управляется по форме и длительности одного цикла теплосмены «нагрев-охлаждение». При длительности цикла 5-30 сек риск превращения тлеющего разряда в дуговой исключается, что гарантирует качество процесса азотирования.

Приведенный вариант новой ускоренной технологии ионного азотирования в режиме термоциклирования имеет принципиальные преимущества перед классическим печным изотермическим вариантом:

- за счет ускоренного массопереноса азота сокращает длительность термоциклического процесса, увеличивает глубину и качество (по показателю твердости) азотированного поверхностного слоя (рис. 3);

- адресная термоциклическая подача энергии непосредственно в поверхностный слой снижает потребляемую мощность на процесс азотирования в 10 и более раз. Особенно важно, поскольку в

машиностроении наиболее энергоемкими (после литейного производства) являются технологии термической, химико-термической и поверхностной обработки;

- применение управляемого дискретного энерговвода [4] позволяет дополнительно увеличить скорость нагрева (рис. 4) и, соответственно, поднять уровень термических напряжений в поверхностном слое, роль которых в цикле теплосмен в процессе массопереноса отмечалась ранее.

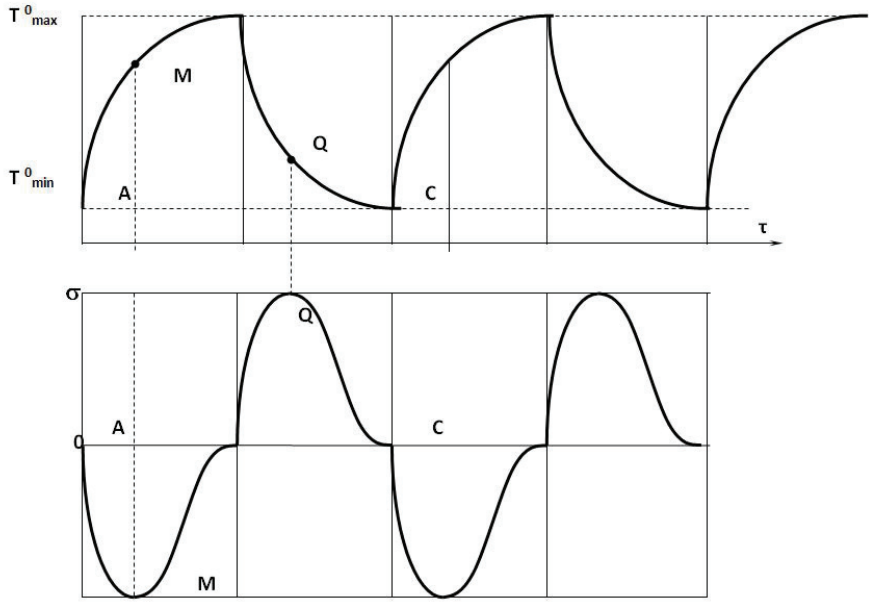


Рис. 2. Термические циклы

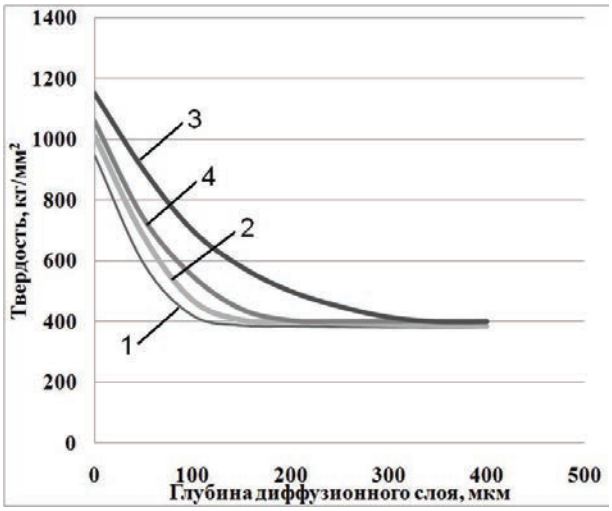
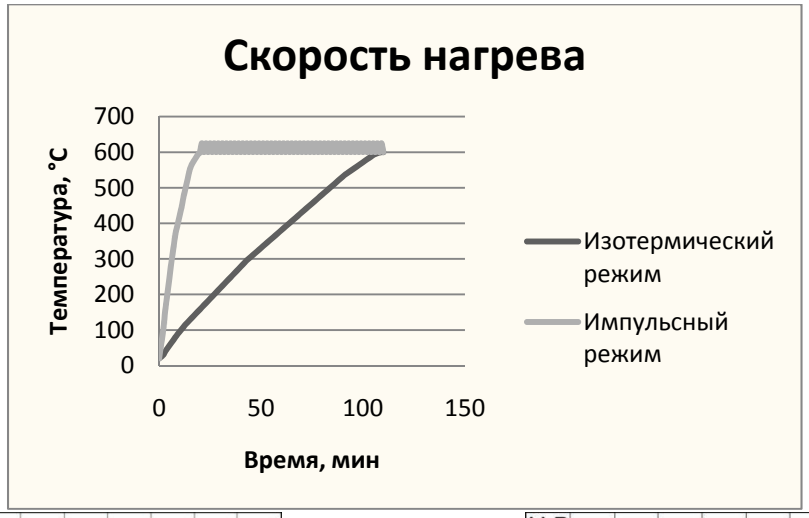


Рис. 3. Зависимость твердости от глубины диффузионного слоя: 1 – изотермический режим; 2 – цикл ±20°С; 3 - цикл ±50°С; 4 - цикл ±100°С

На рис. 5 приведен общий вид установки для термоциклического ионного азотирования. Компоновка классическая для ионного азотирования: две вакуумные камеры, один вакуумный агрегат и один блок питания. Установка снабжена автоматизированной системой контроля и управления технологическим процессом.

Технология и оборудование для термоциклического ионного азотирования защищены патентами Украины [6, 7].



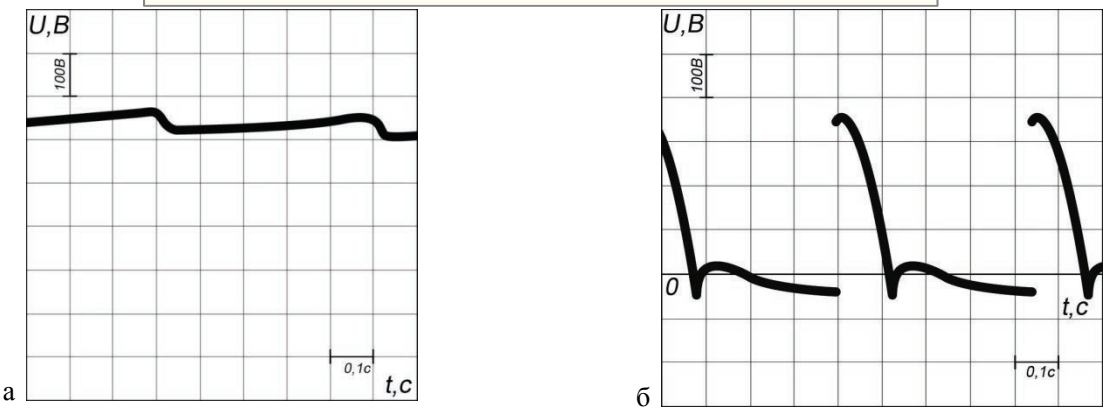


Рис. 4. Параметры электрического тока, который подается на катод-деталь и анод-стенку вакуумной установки: 1 – режим с дискретно-импульсным напряжением; 2 – режим с постоянным напряжением; а – изотермический режим; б – импульсный режим

Рис. 5. Общий вид установки для термоциклического ионного азотирования

Еще одно преимуществом новой технологии – это возможность уменьшить градиент свойств в поверхностном слое.

Увеличение контактной прочности поверхностных слоев является одной из приоритетных проблем современной инженерии поверхностей. Простое повышение твердости областей деталей, где предусматриваются существенные силовые нагрузки, не всегда приводит к увеличению их эксплуатационных параметров, поскольку не учитывает особенности возникающего напряженно-деформированного состояния и его влияние на поведение конструкции во время внешних воздействий.

В этой связи решение проблемы обеспечения заданных характеристик покрытий приводит к необходимости более детального рассмотрения строения поверхностных слоев, полученных в результате технологической иди эксплуатационной модификации.

Одним из управляющих параметров технологически сформированных покрытий является «градиент покрытия», который описывает энергетическое насыщение поверхностных слоев в условиях внешних воздействий [8].

В случае, когда механические свойства материалов по глубине изменяются по закону

$$f(l) = f_0 + f_1 e^{hl} \tag{1}$$

что характерно для покрытий, полученных, в частности, в результате ионно-плазменного термоциклического азотирования или лазерного легирования, градиент покрытия имеет вид:

$$grad(l) = -f_1 h e^{-hl} \tag{2}$$

В соотношениях (1) и (2) f_0, f_1, h - постоянные характерные для сформированных функционально-градиентных покрытий, l - координата, описывающая изменения свойств вглубь материала. Знак «–» указывает на уменьшение характеристик оп толщине конструкции.

Максимальное абсолютное значение градиента $grad(l)$ будет при *l*=0 и обозначим его $grad_{\max} = f_1 h$.

Установление оптимального значения градиента $grad_{\max}$ предлагается проводить на основе решения следующей вариационной задачи:

$$\begin{cases} Z_1 \to \min \\ grad_{\max} - ? \end{cases}, \tag{3}$$

где $Z_1 = \int_x z(x)dx, z(x) = \sigma_{экв} / \sigma_{пр}$.

Здесь $\sigma_{экв}$ - представление напряженного состояния при помощи эквивалентного напряжения, $\sigma_{пр}$ - прочностные характеристики, X - область исследуемой конструкции.

Аналитическое решение сформулированного соотношения (3) для тел с произвольными параметрами строения конструкции представляется вряд ли возможным, поэтому был разработан следующий численный алгоритм поиска оптимального значения градиента:

1. На начальном шаге примем величину $grad_{\max}$ достаточно большой (что соответствует покрытию с малой толщиной): $grad_{\max} = D_0$.

2. Для данного покрытия рассмотрим контактную задачу. Рассчитаем напряженно-деформированное состояние и найдем функционал $Z^1{}_1\left(grad_{\max}\right)$.

3. Уменьшим величину градиента (что соответствует увеличению толщины покрытия) на величину $\Delta grad$: $grad_{\max} = grad_{\max} - \Delta grad$.

4. Для покрытия заданной толщины согласно п. 2 рассчитаем напряженно-деформированное состояние и найдем функционал $Z^2{}_1\left(grad_{\max}\right)$.

5. Сравним полученные функционалы $Z^1{}_1$ и $Z^2{}_1$ согласно условия:

$$\left| \frac{Z_1^1 - Z_1^2}{Z_1^2} \right| \le \delta, \tag{4}$$

где δ - заданное отклонение величины разупрочнения.

Если условие (4) выполняется, то мы достигли значения величины градиента покрытия - $grad_{\max}$, при котором при заданной нагрузке величина разупрочнения уменьшается несущественно (параметр δ).

Если условие (4) не выполняется, то параметру Z_1^1 присваивается значение Z_1^2: $Z_1^1 = Z_1^2$ и переходим к пункту 3 данного алгоритма (продолжение итерационного вычисления).

Аналитическая обработка профилей твердости (рис.3) показала такие значения градиентов твердости:

- изотермический режим – $grad_1$=121,07;
- термический цикл 25º - $grad_2$=106,93;
- термический цикл 100º - $grad_3$=70,49;
- термический цикл 50º - $grad_4$=62,03.

Изучено влияние термоциклирования при азотировании ТЦ ИА на механические свойства материала [9]. Для исследования применялись образцы, изготовленные из стали 40Х13. С помощью метода ТЦ ИА, образцы нагревались до Т = 500˚С и обрабатывались разными режимами циклов: ±20˚С, ±50˚С, ±100˚С.

Исследования многоцикловой усталостной прочности проводились на магнитострикционной установке, принцип работы которой основан на использовании явления магнитострикции, заключающегося в способности некоторых материалов и сплавов изменять свои линейные размеры под действием переменного магнитного поля. Таким образом, регулируя амплитуду колебаний магнитостриктора проводились усталостные испытания материала.

В результате экспериментальных исследований (рис. 6) установлено, что образцы из стали 40Х13, обработанные ТЦ ИА при цикле ±50˚С, показали лучший результат при испытании на усталостную прочность. Многоцикловая усталостная прочность увеличилась на 20 % . При обработке данным методом в режиме ±20˚С, образцы не показали лучшие результаты. Образцы, обработанные при режиме ±100˚С имели усталостную прочность на 5 % лучше, чем образцы без обработки.

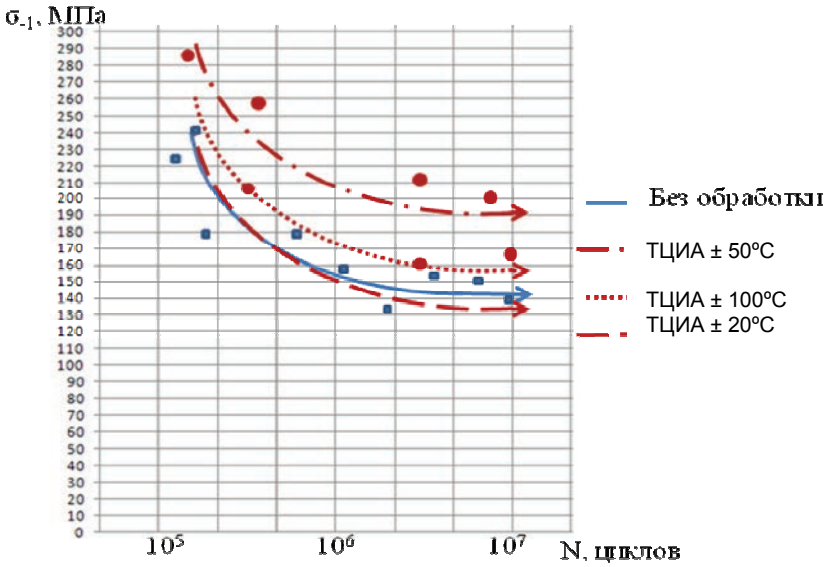


Рис. 6. Усталостная прочность стали 40Х13, обработанной методом ТЦ ИА режимами: ±20˚С, ±50˚С, ±100˚С

Более 30 % деталей в машиностроении подвергаются термической и химико-термической обработке. На эти операции расходуется свыше 25 % электроэнергии. Поэтому сегодня большинство термических цехов и участков оказались за пределом рентабельности.

При нестабильности ценовых показателей в рыночных условиях в качестве критерия сравнения технологий принимаем отношение глубины упрочненного слоя к затраченному времени. На рис. 7 приведены зависимости глубины упрочненного слоя для ряда технологий.

Каталитическое азотирование под фирменным названием «Нитротек Турбо» (кривая 2) заключается в использовании узла катализатора, расположенного в печи на линии подачи технологических газов. Катализатор выполнен в виде носителя из вспененной керамики с пористостью 70 % , легированного палладием с концентрацией 1,0–1,2 % . Этим обеспечивается управление диссоциацией аммиака.

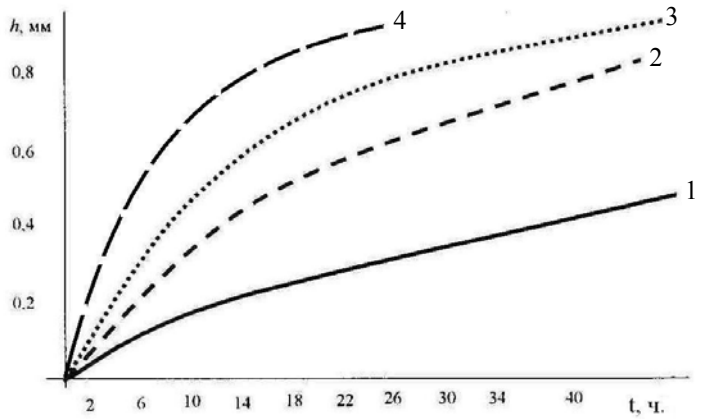


Рис. 7. Зависимости глубины упрочненного слоя: 1 – классическое газовое азотирование; 2 – каталитическое азотирование «Нитротек Турбо»; 3 – классическое ионное азотирование; 4 – термоциклическое ионное азотирование (ТЦ ИА)

Преимущество термоциклического ионного азотирования заключается в многократном ускорении массопереноса за счет действия циклических напряжений в поверхностном слое упрочняемой детали. Процесс реализуется в режиме циклических термических ударов при периодическом включении и выключении тлеющего разряда. Преимущество этой технологии заключается также в отсутствии аммиака. Переход на смесь Ar и N_2 обеспечивает экологическое преимущество, а также исключает водородное охрупчивание упрочняемой детали.

На рис. 8 приведены характеристики удельной энергоемкости (а) и удельного расхода газа (б) для технологий азотирования (обозначения 1-4 соответствуют рис. 7).

Рис. 8. Удельные энергоемкость (а) и расходы газа (б): 1 – классическое газовое азотирование; 2 – каталитическое азотирование «Нитротек Турбо»; 3 – классическое ионное азотирование; 4 – ионно-плазменное термоциклическое азотирование (ТЦ ИА)

Снижение энергоемкости термоциклического ионного азотирования (поз.4) обеспечивается такими факторами, как сокращение длительности обработки, нагрев только поверхностного слоя детали на глубину упрочнения без сквозного прогрева сердцевины, периодичность подвода энергии тлеющего разряда. Снижению энергоемкости термоциклического ионного азотирования сопутствует также отсутствие устройств печного нагрева в технологическом оборудовании [10].

Сокращение длительности термоциклической обработки открывает возможность замены классической цементации с последующей закалкой на термоциклическое азотирование с еще большим снижением энергоемкости и расхода газов.

Выводы

Технология термоциклического ионного азотирования по характеристикам производительности, энергоемкости и расходу газов наиболее перспективна для модернизации технологического парка термических цехов. Создана также возможность замены цементации и отказа от финишной механической обработки детали, т.к. термоциклическое ионное азотирование является финишной операцией.

1. *Ляшенко Б.А., Каплун П.В., Златопольский Ф.И. и др*. Поверхностное упрочнение зубчатых колес – Кировоград: «КОД», 2015. – 184 с.
2. *Прочность* материалов и конструкций / Отв. Ред. В.Т.Трощенко – 2-е изд.- Киев.: Академпериодика, 2006. – 1076 с.
3. *Герцрикен Д.С., Мазанко В.Ф., Тышкевич В.М., Фальченко В.М*. Массоперенос в металлах при низких температурах в условиях внешнего воздействия – Киев: РИО ИМФ. – 2001. – С. 444.
4. *Долинский А.А., Басюк Б.И., Гулый С.И., Накарчевская А.И., Шуркова Ю.А*. Дискретно-импульсный ввод энергии в теплотехнологиях – Киев: РИО ИТТФ, 1996. – С. 207.
5. *Каплун В.Г*. Научные основы упрочнения деталей машин и інструмента ионным азотированием в безводородных середах: Дис. … докт. техн. наук, ИСМ им. В.Н.Бакуля НАН Украины, Киев, 1991. – 398 с.
6. *Пат*. 10014 Україна, МПК С23С 8/36. Спосіб поверхневого зміцнення сталевих деталей іонно-плазмовим азотуванням. Опубл. 15.12.06, Бюл. № 12.
7. *Пат*. 78071 Україна, МПК С23С 8/06. Спосіб поверхневого зміцнення сталевих деталей іонно-плазмовим азотуванням у пульсуючому тліючому розряді. Опубл. 11.03.2013, Бюл. № 5.
8. *Кузин Н.О., Ляшенко Б.А., Рутковский А.В., Мирненко В.И*. Повышение контактной прочности поверхностных слоев путем оптимизации градиента покрытия // Соврем. проблемы производства и ремонта в промышленности и на транспорте: матер. 15 МНТ семинара, 23-27 февр. 2015, Свалява–Киев: АТМ Украины, 2015. – С.86-88.
9. *Ляшенко Б.А., Рутковский А.В., Кумуржи А.Ю*. Повышение циклической долговечности стали 40Х13 методом вакуумного ионно-плазменного термоциклического азотирования // Соврем. проблемы производства и ремонта в промышленности и на транспорте: матер. 15 МНТ семинара, 24-28 февр. 2014, Свалява–Киев: АТМ Украины, 2014. – С.147-149.
10. *Ляшенко Б.А., Кузин Н.О., Соловых Е.К., Кумуржи А.Ю., Коваленко В.В*. Сравнительный анализ энергоемкости методов азотирования // Инженерия поверхности и реновация изделий: Матер. 14 МНТК, 02-06 июня 2014. Свалява-Киев: АТМ Украины, 2014. – С.80-82.

Р О З Д І Л 9

Підготовка нормативних документів і науково-технічних посібників з питань оцінки ресурсу об'єктів тривалої експлуатації

Керівник розділу — академік НАН України В.В. Панасюк

ПРОЕКТ 9.1

Підготовка науково-технічного посібника «Оцінювання контактної довговічності елементів конструкцій під час їх циклічного навантаження»

УДК 539.375:620.178

ОЦІНЮВАННЯ КОНТАКТНОЇ ДОВГОВІЧНОСТІ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ ПІД ЧАС ЇХ ЦИКЛІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ

Академік НАН України **В.В. ПАНАСЮК,** доктор техн. наук **О.П. ДАЦИШИН**
(Фізико-механічний ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України)

Синтезовано результати досліджень авторів і відомих в літературі публікацій в галузі руйнування поверхневих шарів циклічно контактуючих тіл (деталей машин і, зокрема, вузлів трибоспряжень). Запропоновано розрахункові моделі та процедури обчислення напружено-деформованих станів у зоні циклічно контактуючих тіл з урахуванням наявності у цих зонах дефектів типу тріщин. На цій основі побудовано траєкторії поширення тріщин, які формують приповерхневі пошкодження, з урахуванням експлуатаційних параметрів трибоз'єднання та характеристик циклічної тріщиностійкості матеріалів на поперечний зсув та нормальний розрив. Розроблено методологію комп'ютерного дослідження процесів руйнування в зоні контакту елементів трибоз'єднання та оцінювання їх залишкового ресурсу за критеріями типових контактно-втомних пошкоджень (відшарування, пітинг, розкришування, «темні плями», каверни тощо). Запропоновано рекомендації щодо оптимізації експлуатаційних параметрів з'єднань (рівень контактних навантажень, розміри і форми ділянок контакту, умови тертя/змащування, тріщиностійкість матеріалів тощо) для систем колесо-рейка, валки вальцювальних станів холодного прокату, лопатки турбін.

Ключові слова: *контактна втома кочення, фретинг втома, траєкторії розвитку тріщин, довговічність, відшарування, пітинг, коефіцієнти інтенсивності напружень, тріщиностійкість, тертя*

Втомне контактування повсюдно зустрічається у вузлах машин і конструкцій. При цьому елементи рухомих і нерухомих з'єднань машин і конструкцій піддаються циклічному контактуванню або в силу свого функціонального призначення, або під дією сторонніх експлуатаційних факторів (наприклад, вібрації). Пошкодження поверхонь контакту або й зруйнування елементів з'єднань під час втомного контактування призводить відповідно до зниження або втрати роботоздатності всієї машини чи конструкції. Проблема забезпечення контактної міцності, довговічності та зносостійкості елементів механічних систем є однією з важливих сучасних науково-технічних проблем. В рамках цієї проблеми особливо актуальним є вивчення природи і причин типових пошкоджень, теоретичний опис процесів їх формування та створення моделей прогнозування довговічності елементів трибоспряжень.

Однією з найпоширеніших форм механічного пошкодження твердих тіл у зоні їх циклічного контакту є тріщиноутворення. Тріщини, які появляються в поверхневих шарах зон співдотику, можуть, зростаючи, формувати ямки, каверни, відшарування, розкришування поверхні, спричиняючи макрозношування та втрату її роботоздатності. Нерідко від приповерхневих тріщин поширюється магістральна, яка руйнує виріб. Зародження і розвиток тріщин у зоні контакту тіл найчастіше спостерігається за умов кочення, фретинг-втоми, фрикційної втоми тощо. Контактна втома кочення характерна для таких трибосистем, як колесо-рейка, опорний і робочий валки вальцювальних станів, різноманітні зубчасті зачеплення, кулькові та роликові підшипники і т. п. Фретинг-втома реалізується у номінально нерухомих з'єднаннях машин та конструкцій, елементи яких зазнають незначних коливних взаємних проковзувань, викликаних здебільшого експлуатаційними вібраціями. Контактну довговічність циклічно контактуючих тіл часто визначають як термін служби (в годинах або кількості циклів контакту), протягом якого вони працюють під заданим навантаженням без викришування або відшарування поверхні контакту.

Перший розділ присвячено огляду моделей оцінювання контактної довговічності елементів трибоз'єднань. Донедавна для дослідження втомного контактного руйнування в основному використовували феноменологічні підходи, узагальнюючи комплексні експериментальні дослідження. У

© В.В. ПАНАСЮК, О.П. ДАЦИШИН, 2015

70–90-х роках минулого століття ряд учених сформулювали теоретичні моделі з механіки втомного контактного руйнування, зокрема, для фретинг-втоми [1–3] та кочення [4–6]. Пізніше запропоновані моделі переважно повніше враховують експлуатаційні фактори (залишкові напруження, вплив температур, середовище тощо) та механічні характеристики матеріалів.

Загалом, існуючі на даний час теоретичні моделі та методології для оцінювання контактної довговічності елементів контактуючих систем за критеріями утворення контактно-втомних пошкоджень недостатньо враховують особливості росту тріщин в зоні циклічного контакту: можливість зміни механізму руйнування, кінетику контактування берегів тріщин та тертя між берегами, криволінійність траєкторій поширення тріщин, які формують пошкодження тощо.

На основі розробок авторів [7–9] в посібнику сформульовано числово-аналітичну модель для дослідження росту макротріщин та оцінки залишкової довговічності твердих тіл за їх циклічної контактної взаємодії. Вона реалізована для контактних взаємодій кочення і фретинг-втоми. Зокрема досліджено особливості формування таких типових контактно-втомних пошкоджень, як пітинг, відшарування, розкришування, «темна пляма» в тілах кочення, та ріст крайових тріщин і утворення каверн в елементах фретинг-пар за умов проковзування/зчеплення між ними. Наведено приклади оцінювання довговічності за утворенням контактно-втомних пошкоджень в зоні контакту.

І розрахункова модель, і всі результати, що отримані в роботі, базуються на концепціях механіки втомного руйнування та розв’язках задач математичної теорії тріщин.

В **другому розділі** викладено ключові елементи теорії втомного руйнування: основні стадії та характеристики втоми матеріалів, критерії та діаграми втомного руйнування, поняття про характеристики циклічної тріщиностійкості матеріалів. Коротко представлено особливості контактних циклічних взаємодій, які супроводжуються тріщиноутворенням в приповерхневій зоні контакту: кочення, фретинг-втоми, пульсівного контакту, фрикційної втоми. Також описано типові контактно-втомні пошкодження, котрі формуються тріщинами в робочих поверхнях елементів трибоспряжень.

Далі в цьому розділі представлено основні положення двовимірної теоретичної моделі для дослідження процесів руйнування і оцінювання контактної довговічності твердих тіл, підданих циклічному контактуванню [7–9]. Основою моделі є критерії руйнування матеріалу під час росту втомних тріщин, а також алгоритми покрокової побудови траєкторій розвитку тріщин, розроблені з використанням сингулярних інтегральних рівнянь двовимірних контактних задач теорії пружності для тіл з криволінійними тріщинами. Модель враховує перерозподіл напружень, пов’язаний із ростом тріщини, а також зі зміною навантаження в циклі контактування, враховує можливість зміни механізму руйнування (поперечний зсув — нормальний розрив) і відповідні характеристики циклічної тріщиностійкості матеріалу. Нижче подаємо ключові положення моделі.

Розглянемо циклічну контактну взаємодію двох тіл, одне з яких пошкоджене тріщинами. Це тіло моделюємо пружною півплощиною, послабленою системою тріщин (рис. 1). Дію другого тіла (контртіла) моделюємо розподіленими нормальними $p(x, \lambda, t)$ і дотичними $q(x, f, \lambda, t)$ зусиллями на краю півплощини; тут t — час. Дотичними зусиллями $q(x, f, \lambda, t)$ враховуємо сили тертя. Найпростішим варіантом моделювання розподілу дотичних зусиль є їх зв’язок з нормальними за законом Амонтона–Кулона $q(x) = fp(x)$ за повного проковзування між тілами, де f — коефіцієнт тертя між ними.

Як відомо [10], в механіці втомного руйнування матеріалів довговічність (N) пошкодженого тіла оцінюють за двома її складовими: N_i — періодом (кількістю циклів навантаження) до зародження макротріщини мінімальних розмірів l_0 та N_g — періодом зростання макротріщини від зародкової до критичної (допустимої) довжини l_c. Період N_g називають залишковою довговічністю. Розглядаємо цей період.

Виходячи з аналізу експериментальних даних, вважаємо, що в зоні контакту макротріщини (крайові та підповерхневі) спочатку розвиваються переважно прямолінійно за механізмом поперечного зсуву, а пізніше – криволінійно за механізмом розриву. Тому складову N_g подамо так:

$$N_g = N_g^{(\tau)} + N_g^{(\sigma)},$$

$$N_g^{(\tau)} = \int_{l_{0\tau}}^{l_{c\tau}} v^{-1}\left(\Delta K_{II\theta}(l), C_i^{(\tau)}\right) dl,\ N_g^{(\sigma)} = \int_{l_{0\sigma}}^{l_{c\sigma}} v^{-1}\left(\Delta K_{I\theta}(l), C_k^{(\sigma)}\right) dl\ ,\ \text{i},\ k = 1, 2, \ldots . \qquad (1)$$

Тут $N_g^{(\tau)}$ і $N_g^{(\sigma)}$ – довговічності на стадії розвитку макротріщини відповідно за механізмом поперечного зсуву і нормального розриву; $\Delta K_{I\theta}$ і $\Delta K_{II\theta}$ – розмахи коефіцієнтів інтенсивності напружень (КІН) мішаного типу $K_{I\theta}$ і $K_{II\theta}$ в циклі контакту, які контролюють ріст втомної тріщини відповідно за механізмом розриву і зсуву; $l_{0\tau}$, $l_{0\sigma}$, $l_{c\tau}$, $l_{c\sigma}$ – початкові і критичні (допустимі) довжини макротріщини відповідно на стадії зсуву і розриву; $v = dl/dN$ – швидкість росту тріщини, l – її біжуча довжина. Загалом, залежності $v(\Delta K)$ установлюють експериментально у вигляді діаграм втомного руйнування (ДВР) [10]. На їх основі визначають константи $C_i^{(\tau)}, C_k^{(\sigma)}$ – характеристики циклічної тріщиностійкості матеріалу.

В рамках лінійної механіки руйнування КІН $K_{I\theta}$ і $K_{II\theta}$ визначають за відомими співвідношеннями σθ-критерію та τθ-критерію через КІН K_I і K_{II} та кут θ* відхилення тріщини у її вершині від дотичної до її початкового напрямку.

Надалі у випадку контактної взаємодії кочення дію контртіла моделюємо однонапрямленим повторним переміщенням вздовж краю півплощини герцівських нормальних зусиль та їх дотичною складовою. Основним параметром, який формує цикл контактування, є параметр $\lambda = x_0/a$ (рис. 1). Під час контактної взаємодії фретинг-втоми цикл формується однаково розподіленими і протилежно напрямленими дотичними зусиллями $q + (x, f, \lambda)$ і $q - (x, f, \lambda)$. За умов повного проковзування (відсутності защемлення) контртіла маємо

$$q^{\pm}(x, f, \lambda) = \pm f p(x), \ \lambda = \text{const}. \tag{2}$$

Використовуючи загальноприйняті положення механіки втомного руйнування [10], приймаємо, що втомна макротріщина росте (за тим чи іншим механізмом) за наступних умов:

$$\Delta K_{m\theta}(l) \geq \Delta K_{m\,th} \ \text{ або } \ \Delta K_{m\theta}(l) \geq \Delta K_{m\,fc} \ (m = \text{I, II}). \tag{3}$$

За виконання першої умови (3), де ΔK_{Ith} і ΔK_{IIth} – пороги втомного росту макротріщини відповідно за механізмом розриву і зсуву, тріщина росте стабільно. За виконання другої умови (3), де ΔK_{Ifc} і ΔK_{IIfc} – критичні розмахи КІН K_I і K_{II}, тріщина росте спонтанно. Тут зазначимо, що коли співвідношення (3) є рівностями, то з першої знаходимо початкові довжини $l_{0\tau}$ і $l_{0\sigma}$ макротріщини, а з другої – її критичні довжини $l_{c\tau}$ і $l_{c\sigma}$ для співвідношень (1).

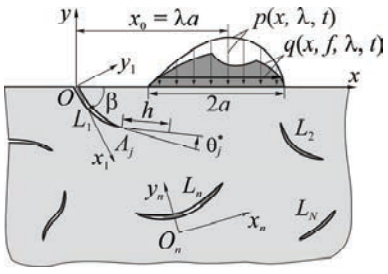


Рис. 1. Розрахункова схема моделі

Траєкторії росту макротріщини будуємо покроково, беручи за основу алгоритми з робіт [7, 11]. Для цього вводимо в розгляд два типи кроків: основний, пов'язаний з ростом тріщини, і допоміжний, пов'язаний зі зміною навантаження в циклі контактування. Крок приросту траєкторії тріщини h на кожному етапі побудови траєкторії відкладаємо з вершини тріщини у напрямі, що визначається кутом $\theta = \theta^*$ (рис. 1). Допоміжний крок $\Delta\lambda$ використовуємо для пошуку екстремумів і розмаху параметра $K_{m\theta}$ в циклі контактування. На кожному етапі побудови траєкторії КІН (K_I і K_{II}) знаходимо з розв'язку сингулярних інтегральних рівнянь (СІР) статичної, у загальному випадку контактної, задачі теорії пружності для півплощини з криволінійною тріщиною кожного разу іншої конфігурації. Кожний приріст траєкторії апроксимуємо поліномом третього степеня.

Будуючи траєкторії розвитку системи тріщин, тобто одночасно із декількох вершин ($n = 1, 2, \ldots, N$), довжини кроків h_n приростів тріщин співвідносимо до швидкостей просування цих вершин: $h_n/h_1 = v_n/v_1$.

Третій розділ присвячено методам математичного моделювання процесів руйнування елементів рухомих і нерухомих з'єднань (трибоспряжень). Записано сингулярні інтегральні рівняння (СІР) для пружної півплощини, послабленої системою криволінійних тріщин (рис. 1), під дією на границі півплощини різноманітних модельних контактних навантажень. Коротко представлено метод механічних квадратур Гаусса-Чебишова, який дозволяє ефективно отримувати числові розв'язки СІР. Записано співвідношення для КІН, виражені через розв'язки СІР для внутрішніх і крайових криволінійних тріщин у півплощині. Наведено як відомі в літературі (див., наприклад, [12]), так і нові результати.

Представлено СІР для системи крайових прямолінійних тріщин з контактуючими берегами у пружній півплощині при загальних умовах їх контактування (розкриття – гладкий контакт – контакт з

тертям – защемлення) під дією рухомого контактного навантаження на границі півплощини. На графіках подано числові дані залежностей КІН від розташування контактного (герцівського) навантаження та геометрії (орієнтації, довжини) тріщини, тертя в контакті між тілами та берегами тріщини. Продемонстровано вплив форми модельного контактного навантаження (зосереджена сила, рівномірний і герцівський розподіли зусиль, розподіл Каттанео–Міндліна) і форми основи контртіла (заокруглення країв) на КІН.

У **четвертому розділі** сформульовану вище модель та розв'язки СІР застосовано для дослідження процесів руйнування в тілах кочення, а також для оцінки їх довговічності під час контактної втоми. Досліджено і описано особливості формування таких типових дефектів в тілах кочення як пітинг, відшарування, «темна пляма», розкришування («риски») залежно від експлуатаційних параметрів пари кочення та характеритстик циклічної тріщиностійкості матеріалів. Нижче докладніше висвітлимо процес формування двох найпоширеніших контактно-втомних пошкоджень – пітингу та відшарування. Наведемо приклад оцінювання залишкової контактної довговічності рейкових сталей за критерієм утворення пітингу.

Розглянуто однонапрямлене кочення з проковзуванням. Контактний вплив з боку контртіла моделюємо повторним поступальним переміщенням вздовж краю півплощини герцівських нормальних зусиль з дотичною складовою (рис. 2), яка відображає сили тертя ковзання. Пошкоджене тіло є ведене. На ділянці конткту ці зусилля мають вигляд

$$\sigma_y - i\tau_{xy} = -p(x) - iq(x) = -p_0(1+if)\sqrt{a^2-(x-x_0)^2}\Big/a,\ |x-x_0| \le a; \qquad (4)$$

поза ділянкою контакту вони нульові; тут $2a$ – довжина ділянки контакту; p_0 – максимальний тиск у центрі ділянки контакту.

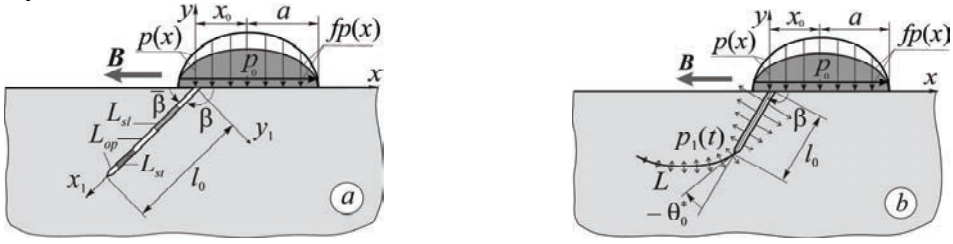


Рис. 2. Розрахункові схеми двох стадій формування пітингу: *a*) стадія зсуву, *b*) стадія розриву; B – напрям руху контртіла; f, f_c – коефіцієнти тертя між контактуючими тілами та берегами тріщини відповідно; L_{sl}, L_{st}, L_{op} – ділянки проковзування з тертям, защемлення, розкритості відповідно

Кочення за умов граничного змащування. Утворення пітингу. Пітинг виникає практично на поверхні всіх пар кочення. В інженерній практиці за глибиною ямок викришування і кількістю циклів до їх виникнення визначають відповідно глибину і періодичність гріндингу поверхні рейок, а також їх контактну довговічність. Ще в 1935 р. Вей [13] висловив припущення, що пітинг виникає тільки за наявності мастила в контакті між тілами кочення. Приймаючи це положення, в роботі розглянуто ріст крайових тріщин в тілах кочення за умов граничного змащування. Для цього приймаємо, що товщина прошарку мастила є нульова і воно не розділяє тіл кочення, водночас суттєво зменшуючи тертя між ними. Мастило вважаємо нестисливою рідиною. Також вважаємо, що пошкоджене тріщинами тіло кочення є веденим. Власне в такому тілі зсувні крайові тріщини зорієнтовані в напрямі руху контртіла (контактного навантаження), що сприяє проникненню в тріщини мастила під час кочення. При цьому мастило зменшує тертя між берегами тріщин на стадії зсуву (рис. 2*a*). А згодом у процесі кочення воно може розділити береги тріщин і розклинювати їх. Тоді відбувається перехід від руйнування за механізмом зсуву до руйнування за механізмом розриву. Розклинюючу дію мастила (або іншої рідини) на береги тріщини моделюємо рівномірно [7] або лінійно [11] розподіленим нормальним тиском по всій довжині тріщини (рис. 2*b*).

Отже, початком (першою стадією) формування пітингу є ріст крайової прямолінійної пологої тріщини у напрямі її продовження за механізмом поперечного зсуву. Це твердження підтверджують експериментальні дані і теоретичні розрахунки. Останні показують, що в зоні контакту під дією значних стискальних контактних зусиль у вершинах тріщин КІН $K_I < 0$, а на основі τ_θ-критерію випливає, що тоді $\theta^* = 0$.

На основі розв'язків СІР контактної задачі для півплощини з крайовою прямолінійною тріщиною, береги якої можуть контактувати (зсув з тертям, защемлення, розкриття) під дією рухомого герцівського навантаження (рис. 2), побудовано карти контактування берегів тріщини, а також досліджено КІН K_{II} та розмах ΔK_{II}. Показано, що найбільший вплив на K_{II} (рис. 3*a*) та на ΔK_{II} має коефіцієнт тертя f_c між берегами тріщини: зміна f_c від нуля (гладкий контакт) до контактування берегів з тертям ($f_c = 0{,}3$) призводить до зменшення ΔF_{II} в два рази.

Залежність залишкової довговічності від максимального значення p_0 контактного тиску

p_0 (МПа)	$l_{0\tau}$ (мм)	$l_{0\sigma}$ (мм)	$l_{c\sigma}$ (мм)	$N_g^{(\tau)} \cdot 10^{-6}$	$N_g^{(\sigma)} \cdot 10^{-6}$	$N_g \cdot 10^{-6}$
700	2.328	8.71	13.31	1.6405	1.5356	3.1761
900	1.515	6.02	9.66	0.9267	1.477	2.4046
1100	0.966	4.49	7.30	0.8628	1.3050	2.1678
1300	0.723	3.58	6.19	0.5290	1.1194	1.6484
1500	0.567	3.01	5.06	0.3621	0.9882	1.3503
1700	0.485	2.62	4.58	0.2719	0.8820	1.1539

Отримані розв'язки і результати використано в подальшому для оцінювання контактної довговічності $N_g^{(\tau)}$.

На рис. 3*b* наведено траєкторії розвитку крайової тріщини під час другої стадії утворення пітингу, коли тріщина росте за механізмом розриву під дією тиску на її береги мастилом. У цьому випадку тиск $p_1(t)$ на берегах тріщини описується співвідношенням:

$$p_1(t) = \begin{cases} rp_0\sqrt{1-\lambda^2} & - \text{ рівномірний тиск,} \\ rp_0(1-t/l)\sqrt{1-\lambda^2} & - \text{ лінійно розподілений тиск.} \end{cases} \qquad (t \in L)\ 0 < r \le 1. \qquad (5)$$

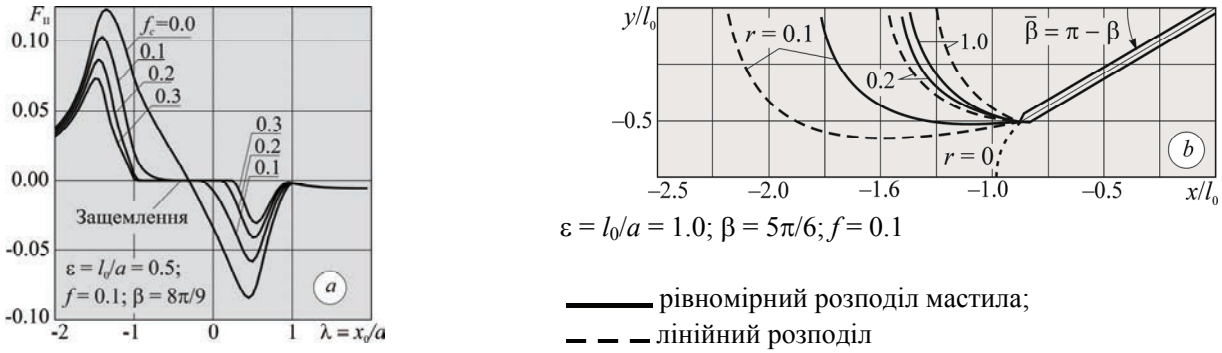


Рис. 3. Нормовані КІН $K_{II} = F_{II} / \left(p_0\sqrt{\pi a}\right)$ під час стадії росту крайової тріщини зсувом (*a*) і траєкторії росту тріщини розривом під дією внутрішнього тиску $p_1(t)$ мастила на її береги (*b*)

Отримані результати свідчать про те, що крайові, нахилені під малими кутами до поверхні (в напрямку руху контртіла) тріщини, під дією на їхніх берегах тиску мастила розвиваються до поверхні і призводять до її викришування, тобто до утворення пітингу. Зростання тиску (збільшення параметра r) суттєво прискорює вихід тріщини на поверхню (траєкторії стають крутішими). За лінійного розподілу тиску вздовж берегів тріщини коефіцієнти інтенсивності напруження вздовж траєкторій є суттєво меншими, ніж у випадку рівномірного розподілу. Загалом, форма розрахованих траєкторій близька до форми реальних ямок викришування, що теоретично підтверджує гіпотезу Вея. Використовуючи запропоновану вище розрахункову модель, оцінено залишкову довговічність рейкової сталі за розвитком пітингу під час кочення зі змащуванням. Тобто встановимо кількість циклів кочення, протягом яких крайова зародкова макротріщина виросте від довжини $l_{0\tau}$ до критичної довжини $l_{c\sigma}$. Значення довжин $l_{0\tau}$, $l_{c\tau} = l_{0\sigma}$, $l_{c\sigma}$ знаходимо на основі співвідношень (3). Розрахунки виконано для рейкової сталі зі структурою пластинчастого перліту: на поперечний зсув за діаграмою втомного руйнування для сталі RSB12 [14], а на відрив – за діаграмою для сталі 75ХГСТ [10].

При розрахунках приймали, що півдовжина ділянки контакту $a = 7$мм, $f = 0.1$, $\beta = 5\pi/6$, $r = 0.1$, коефіцієнт тертя між берегами тріщини під час зсуву $f_c = 0.1$. В таблиці подано результати розрахунків довговічності для випадку лінійного розподілу тиску рідини на берегах тріщини. Діапазон максимальних значень контактного тиску p_0 обирали згідно з експлуатаційними даними для системи колесо-рейка.

На основі значень довжин макротріщини $l_{0\tau}$, $l_{c\tau} = l_{0\sigma}$, $l_{c\sigma}$ (табл.) та кута β легко оцінити розміри частинок викришування. Зауважимо, що чим більше контактне навантаження (більше p_0), тим швидше виникає пітинг (менша довговічність), і тим дрібніші частинки викришування.

В посібнику наведено аналогічні розрахунки з оцінювання залишкової довговічності (N_g) за критерієм утворення пітингу для сталей опорних валків [15]. У цьому випадку використали характеристики циклічної тріщиностійкості на зсув для сталі SKH і на розрив для сталі 9ХФ. Показано, що отримана теоретична оцінка корелює з результатами експериментальних даних авторів при оцінюванні контактної довговічності сталі 9ХФ за утворенням пітингу.

Відшарування. Вважаємо, що найвірогіднішим початком утворення відшарування є підповерхнева тріщина. На рис. 4*a* зображено траєкторії розвитку підповерхневої тріщини залежно від глибини її залягання [16]. Як було зазначено вище, у кожному випадку довжини тріщини $l_{0\tau}$, $l_{c\tau} = l_{0\sigma}$, $l_{c\sigma}$ визначаємо на основі умов (3), зокрема довжину, з якої відбувається перехід з зсувного механізму на розривний визначаємо з умови, що $\Delta K_{I\theta} = \max K_{I\theta}(l, \lambda, \theta^*) = \Delta K_{Ith}$. При цьому вважали, що береги тріщини контактують з тертям по всій її довжині під час стадії росту зсувом.

Як видно з рис. 4*a*, на відносній глибині $\delta = d/a = 0.1$ тріщина з обох вершин росте в бік границі, але вихід тріщини на границю починається з правої вершини. Таким чином формується дефект типу відшарування. При незначному збільшенні глибини залягання тріщини, траєкторії досягають поверхні контакту з лівої вершини. В багатьох інших розглянутих випадках, тріщина заглиблюється в матеріал, утворюючи таким чином потенційно небезпечний дефект. Зазначимо, що початок спонтанного росту тріщини (згідно з другою умовою (3)) у відповідній вершині рис. 4*a* позначено (*). Загалом, при збільшенні глибини, на якій розташована підповерхнева макротріщина, а також зменшенні максимального контактного тиску p_0, істотного збільшується початкова довжина тріщини, при якій можливий її старт за розривним механізмом.

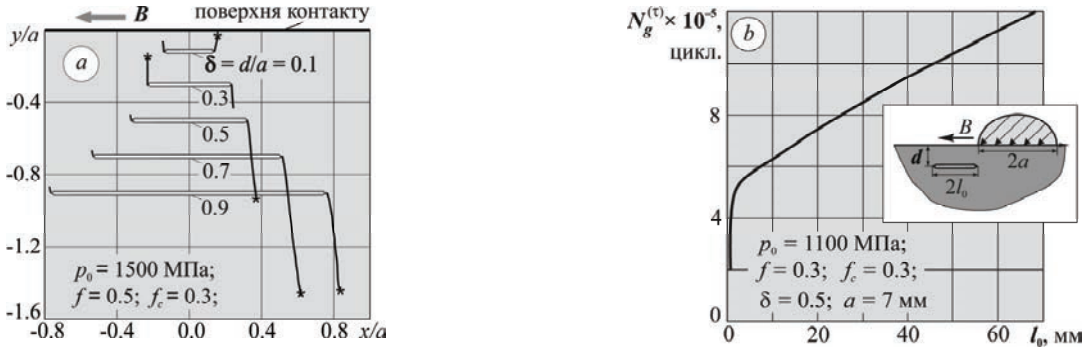


Рис. 4. Траєкторії розвитку горизонтальної підповерхневої тріщини залежно від відносної глибини її залягання (*a*) та залежність довжини зсувної підповерхневої тріщини від кількості циклів кочення (довговічність $N_g^{(\tau)}$) (*b*) для рейкових сталей (RSB12 і 75ХГСТ)

В деяких випадках в жодній із вершин горизонтальної підповерхневої тріщини, що знаходиться на першій зсувній стадії свого розвитку, може не досягатись ні критичне значення K_{IIfc} на зсув, ні стартове значення K_{Ith} на розрив. Таким чином її зсувна довжина може набувати великих розмірів. У таких випадках керуються певними допустимими (критичними) довжинами, які підповерхнева тріщина не повинна перевищувати. У зв'язку з цим обчислено і представлено на рис. 4*b*, залежності залишкової довговічності від допустимої довжини тріщини в рейковій сталі під час її розвитку за механізмом зсуву.

В цілому розроблено процедуру і реалізовано за нею оцінювання контактної довговічності за обома стадіями росту тріщини, яка формує відшарування/вищерблювання або виходить на спонтанній ріст вглиб матеріалу, для багатьох конфігурацій експлуатаційних параметрів (p_0, f, f_c, δ) з урахуванням характеристик циклічної тріщиностійкості рейкових та валкових сталей.

Дефекти «темна пляма» і «риски» (*розкришування*). В рамках запропонованої моделі з використанням CIP для системи криволінійних тріщин у пружній півплощині розроблено алгоритми

комп'ютерної реалізації дослідження формування пошкоджень типу «риски» і «темна пляма». На цій основі за експлуатаційних умов системи колесо-рейка досліджено спочатку стадію росту за зсувом системи паралельних крайових тріщин і крайової розгалуженої тріщини, а потім – їх еволюцію за розривним механізмом. На основі зіставлення одержаних результатів і відомих експериментальних даних встановлено причини та закономірності формування згаданих пошкоджень. Так, показано, що пошкодження «темна пляма» спричиняється в першу чергу зміною тертя між колесом і рейкою в процесі контактування (наприклад, чергування сухої і вологої погоди); виявлено також умови, за яких від «темної плями» розвивається небезпечне відгалуження вглиб матеріалу, яке руйнує рейку. Встановлено також комбінації значень експлуатаційних параметрів, за яких паралельні тріщини ростуть вглиб матеріалу або ж розвиваються паралельно поверхні в напрямі руху контактного навантаження, перетинаючи сусідні тріщини і розкришуючи таким чином поверхню.

П'ятий розділ присвячено контактній взаємодії фретинг-втоми. В рамках запропонованої в роботі моделі досліджується поширення тріщин у тілах, що контактують в умовах фретинг-втоми. Те із контактуючих тіл, що пошкоджене тріщинами, моделюємо пружною півплощиною з тріщинами (див. рис. 1). Дію контртіла моделюємо розподіленими на ділянці контакту зусиллями. В ролі нормальної складової контактного навантаження $p(x, \lambda, t) = p(x, \lambda)$, використовуємо рівномірно розподілений або герцівський тиск (співвідношення (4)). Дотичну складову у випадку повного проковзування елементів фретинг-пари моделюємо зусиллями (2). Для моделювання дії контртіла, коли в зоні контакту елементів фретинг-пари є ділянка зчеплення ($2c$) (рис. 5*a*), використовуємо розподіл контактного тиску, встановлений незалежно К. Каттанео і Р. Міндліном (див. [8]):

$$q^{\pm}(x) = \begin{cases} \pm f \dfrac{p_0}{a}\sqrt{a^2 - \left(x - x_0\right)^2}, & -a \le x - x_0 \le -c, \quad c \le x - x_0 \le a; \\ \pm f \dfrac{p_0}{a}\left[\sqrt{a^2 - \left(x - x_0\right)^2} - \sqrt{c^2 - \left(x - x_0\right)^2}\right], & \left|x - x_0\right| \le c, \end{cases} \quad y = 0, \tag{6}$$

де відносну довжину ділянки зчеплення визначає співвідношення $c/a = \sqrt{1 - |Q/fP|}$; Q і P – відповідно дотична і нормальна складові вектора зовнішнього навантаження.

При *повному проковзуванні між елементами фретинг-пари* досліджено поведінку зсувних крайових тріщин, гирло яких є на ділянці контакту, а береги контактують з тертям. В ролі модельного контактного навантаження розглядали рівномірний або герцівський тиск. Досліджено КІН K_{II} і його розмах ΔK_{II} під час одного циклу контакту в залежності від орієнтації, довжини тріщини і розташування її гирла стосовно ділянки контакту, а також тертя в контакті між елементами фретинг-пари. Виявлено, що найбільш небезпечні для поширення зсувом тріщини розташовуються біля самих меж ділянки контакту і спрямовані в бік серединної осі контртіла. Кут орієнтації цих тріщин дуже стабільний, що дає підставу вважати, що ці тріщини формують так звані «язички» фретингу.

Виявлено особливості траєкторій поширення таких тріщин за механізмом розриву крайових початково прямолінійних тріщин, гирло яких розташоване поза ділянкою контакту, залежно від значень параметрів геометрії тріщини (β, λ, ε) і тертя між елементами фретинг пари.

В припущенні, що гирло крайової тріщини є під контртілом і в процесі фретингу заповнюється його продуктами та розклинює її, досліджено траєкторії її поширення за механізмом розриву. Виявлено, що саме такі траєкторії формують типове для фретинг-втоми пошкодження – каверну (пітинг). Для цього обчислено з використанням характеристик циклічної тріщиностійкості на розрив залишкову довговічність $N_g^{(\sigma)}$ турбінного титанового сплаву [9]. Отримані теоретичні результати корелюють із експериментальними даними, отриманими на зразках із цього сплаву [9].

За умов *проковзування/зчеплення на ділянці контакту* були обчислені КІН для початково прямолінійної крайової тріщини. Встановлено, що зі збільшенням розміру ділянки зчеплення КІН (K_I і K_{II}) і їх максимальні значення суттєво зменшуються. Аналіз траєкторій розвитку тріщини за механізмом розриву (рис. 5*b*) показав, що зі збільшенням довжини ділянки зчеплення траєкторія відхиляється від зони контакту, подібно, як зі зменшенням коефіцієнта тертя f, коли ділянка зчеплення відсутня. Цей висновок добре корелює із двома головними відомими підходами до конструктивного і технологічного підвищення

фретинг-втомної міцності, а саме: підвищити міцність можна, усуваючи переміщення однієї поверхні по іншій (збільшуючи ділянку зчеплення), або ж, навпаки, – полегшуючи ці переміщення настільки, аби вони відбувались з найменшим тертям.

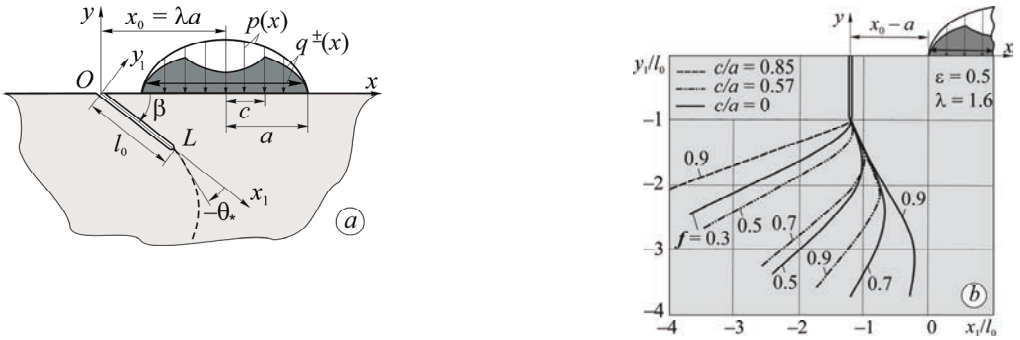


Рис. 5. Розрахункова схема задачі (*a*) і траєкторії розвитку крайової тріщини залежно від коефіцієнта тертя *f* та відносної довжини ділянки зчеплення *c*/*a* (*b*)

У випадку контактної взаємодії фретинг-втоми значний вплив на довговічність з'єднання має (може мати) конфігурація поверхонь співдотику елементів пари. Досліджено коефіцієнти інтенсивності напружень в тілі з крайовою довільно орієнтованою тріщиною залежно від зміни радіуса закруглення *R* країв основи контртіла, яке втискають з однобічним тертям в пошкоджене тіло в околі гирла тріщини. Це тіло у двовимірному випадку змодельовано пружною півплощиною з крайовим розрізом, а дію контртіла – модельним навантаженням, яке відображає розподіл тиску, установлений В.М. Александровим і Б.Л. Ромалісом, в зоні контакту двох пружних циліндрів з початковою смугою контакту [17]. Числові результати отримано у випадку однакових матеріалів контактних тіл для значень півдовжини початкової ділянки контакту $a = (5;\ 10)$ мм і радіуса $R = (0{,}1;\ 1{,}0;\ 10{,}0;\ 100{,}0)$ мм, а також для низки інших геометричних параметрів задачі: кута нахилу крайової тріщини, відносного розміщення контртіла і тріщини та її довжини. Розрахунки показали, що зменшення закруглення країв основи контртіла (зменшення *R*, загострення країв) незначно впливає на зміну (збільшення) КІН у порівнянні із тим, як таке загострення впливає (підвищує) на концентрацію напружень в околі країв.

Одержані результати досліджень представлено у четвертому і п'ятому розділах посібника. В кінці кожного з них запропоновано рекомендації щодо оптимізації експлуатаційних параметрів з'єднань (інтенсивність і розподіл контактних навантажень, тертя/змащування в контакті, тріщиностійкість матеріалів тощо) для систем колесо-рейка, валки вальцювальних станів холодного вальцювання, лопатки турбін.

1. *Rooke D.P., Jones D.A.* Stress intensity factors in fretting fatigue // J. Strain Anal. – 1979. – **14**(1). – P. 1-6.
2. *Трощенко В.Т., Цыбанев Г.В., Хоцяновский А.О.* Определение долговечности сталей при фреттинг-усталости. // Пробл. прочности. – 1988. – № 6. – С. 3-8.
3. *Hills D.A., Nowell D.* Mechanics of Fretting Fatigue. – Dordrecht: Kluwer Academ. Publ., 1994. –236 p.
4. *Keer L.M., Bryant M.D.* A pitting model for rolling contact fatigue // Trans. ASME: J. Lubric. Technol. – 1983. – **105**, № 2. – P. 198-205.
5. *Kaneta M., Yatsuzuka H., Murakami Y.* Mechanism of crack growth in lubricated rolling/slidding contact // ASLE Trans. – 1985. – **28**, № 3. – P. 407-414.
6. *Bower A. F.* The influence of crack face friction and trapped fluid on surface initiated rolling contact fatigue cracks // J. Tribol., Trans. ASME. – 1988. – **110**, № 4. – P. 704-711.
7. *Panasyuk V.V., Datsyshyn O.P., Marchenko H.P.* To crack propagation theory under rolling contact // Eng. Fract. Mech.. – 1995. – **52**, № 1. – P. 179-191.
8. *Дацишин О.П.* Довговічність і руйнування твердих тіл при їх циклічній контактній взаємодії // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2005. – № 6. – С. 5-25.
9. *Datsyshyn O.P., Kadyra V.M.* A fracture mechanics approach to prediction of pitting under fretting fatigue conditions // Int. J. Fatigue. – 2006. – **28**, N 4. – P. 375-385.
10. *Романив О.Н., Ярема С.Я., Никифорчин Г.Н.* и др. Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов // Механика разрушения и прочность материалов. Справ. пособие: В 4-х т. / Под ред. В.В. Панасюка. – К.: Наук. думка, 1990. – Т. 4. – 679 с.
11. *Datsyshyn O.P., Panasyuk V.V., Glazov A.Yu.* Modelling of fatigue contact damages formation in rolling bodies and assesment of their durability // Wear. – 2011. – **271**(1-2). – P. 186-194.
12. *Саврук М.П.* Коэффициенты интенсивности напряжений в телах с трещинами // Механика разрушения и прочность материалов. Справ. пособие: В 4-х т. / Под ред. В.В. Панасюка. – К.: Наук. думка, 1988. – Т. 2. – 620 с.
13. *Way S.* Pitting due to rolling contact // J. Appl. Mech., Trans. ASME. – 1935. – **2**. – P. A49-A58.
14. *Bold P. E., Brown M. W., Allen R. J.* Shear mode crack growth and rolling contact fatigue // Wear. – 1991. – **144**(2). – P. 307-317.
15. *Дацишин О.П., Ткачов В.І., Глазов А.Ю., Хруник Р.А.* Прогноз контактної довговічності опорних валків вальцювальних станів за розвитком пітингу // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2006. – № 6. – С. 95-105.
16. *Дацишин О.П., Глазов А.Ю.* Оцінювання довговічності тіл кочення за утворенням типових контактно-втомних пошкоджень – пітингу і відшарування // Вісник ТНТУ. – 2013. – № 3. – С. 75-87.
17. *Дацишин О.П., Панасюк В.В., Пришляк Р.Є.* Вплив закруглення країв основи контртіла на коефіцієнти інтенсивності напружень у тілі з крайовою тріщиною // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2014. – № 1. – С. 7-17.

ПРОЕКТ 9.2

Підготовка науково-технічного посібника «Структура матеріалів і втомна довговічність елементів конструкцій»

УДК 539.43

СТРУКТУРА, ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ І ВТОМА МАТЕРІАЛІВ ТА ДОВГОВІЧНІСТЬ ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ

О.П. ОСТАШ, д-р техн. наук
(Фізико-механічний ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України)

Розглянуто проблеми забезпечення довговічності циклічно навантажуваних елементів конструкцій. З позицій структурної механіки руйнування увагу зосереджено на початкових стадіях втоми матеріалів і методах визначення втомної довговічності елементів конструкцій з концентраторами напружень; впливі хімічного і структурно-фазового складу на міцність і циклічну тріщиностійкість конструкційних матеріалів; урахуванні деградації властивостей матеріалів в об'єктах тривалої експлуатації; впливі низькотемпературного і водневого середовища на ресурсні характеристики матеріалів; неруйнівних методах контролю структурно-механічного стану матеріалів та прогнозування залишкового ресурсу елементів конструкцій.

Ключові слова:*структура, фізичні, електрохімічні і механічні властивості, механіка втомного руйнування, довговічність, залишковий ресурс*

Забезпечення надійної і довготривалої експлуатації конструкцій, споруд і технологічного обладнання у різних галузях промисловості України – актуальна науково-технічна та економічна проблема. Важливе місце у її вирішенні посідає цільова програма Національної академії наук України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд і машин» («Ресурс»). Вона передбачає, зокрема, підготовку серії довідникових посібників про досягнення науки та інженерної практики в галузі теорії і експериментальних методів оцінювання міцності і довговічності конструкційних матеріалів та елементів конструкцій, а також розроблення рекомендацій про їх підвищення у заданих експлуатаційних умовах. Одним із таких науково-технічних посібників є «Структура матеріалів і втомна довговічність елементів конструкцій», який складається з 9 розділів і базується на результатах міждисциплінарних досліджень, зокрема в галузі матеріалознавства, структурної механіки втомного руйнування і діагностики властивостей матеріалів під час їх тривалої експлуатації руйнівними і неруйнівними методами. Це пов'язано з тим, що втомну довговічність елементів конструкцій визначають характеристики циклічної тріщиностійкості матеріалів, обумовлені впливом різних експлуатаційних факторів, а ці ресурсні характеристики залежать від хімічного і фазового складу та морфології структури матеріалів, які можуть змінюватися за тривалого впливу механічних напружень та робочих середовищ.

У першому розділі розглянуто окремі аспекти структурної механіки втомного руйнування матеріалів. Проаналізовано відомі моделі для розрахунку циклічного (ефективного) коефіцієнта концентрації напружень (K_f), за яким на основі кривої втоми гладкого зразка матеріалу визначають втомну довговічність елементів конструкцій з концентраторами напружень, та обґрунтовано їх недоліки. Показано, що для достовірного визначення цього коефіцієнта необхідно фізично обґрунтувати формування втомної зони передруйнування і брати до уваги стадійність втомного руйнування. Втомне руйнування подано як стадії зародження і росту мікроструктурно коротких і фізично малих мікротріщин, що визначає період зародження макротріщини (N_i), а також як стадію росту макротріщини (період N_p). У результаті втомну довговічність елемента конструкції визначено як $N_f = N_i + N_p$. Проаналізовано відмінності кінетики коротких і довгих втомних тріщин. Проблему коротких тріщин пов'язано з аномалією текучості приповерхневих шарів матеріалу [1–3].

У другому розділі розглянуто структуру поля напружень і деформацій в околі вершини конструктивного концентратора напружень і макротріщини, де в межах статичної і циклічної пластичних зон формується втомна зона передруйнування. Проаналізовано низку експериментальних і розрахункових способів встановлення розміру (d^*) втомної зони передруйнування та результати про зародження і ріст

© О.П. ОСТАШ, 2015

тріщин у цій зоні. Подано розроблену уніфіковану модель втомного руйнування на стадії зародження макротріщини, яка базується на новому структурно-механічному параметрі (d^*) матеріалів, та порівняно її з відомими моделями критичної віддалі. Проблему опису впливу асиметрії циклу навантаження на зародження і ріст втомних макротріщин запропоновано вирішувати з допомогою уніфікованої моделі втомного руйнування [4–5].

У третьому розділі розвинуто уніфіковану модель втомного руйнування для стадії росту макротріщини. Показано, що існує зв'язок між стадіями зародження і росту макротріщини, що дає можливість з єдиних позицій прогнозувати повну втомну довговічність (N_f) елементів конструкцій з концентраторами напружень. На основі цього підходу проаналізовано співвідношення, які пов'язують номінальний (ΔK_{th}) і ефективний ($\Delta K_{th\ eff}$) пороги втоми зразка з тріщиною та границю витривалості ($\Delta\sigma_R$) гладкого зразка [6–7].

У четвертому розділі описано методологію прогнозування кривих втоми для зразків з конструктивним концентратором напружень. Виявлено, що такий прогноз на підставі стандартних кривих втоми матеріалів, отриманих на гладких зразках, є проблематичним, що зумовлено проявом ефекту стиснення пластичної зони в околі концентратора напружень навколишнім пружним матеріалом (constrain effect), який відсутній у гладких зразках. Тому довговічність таких зразків доцільно розраховувати з позицій механіки втомного руйнування як $N_f = N_i + N_p$, використовуючи діаграми опору зародженню макротріщини в зразках з концентратором напружень довільної геометрії і діаграми швидкостей росту втомної макротріщини [8].

У п'ятому розділі проаналізовано застосування деформаційних і енергетичних параметрів для опису закономірностей зародження і росту втомних макротріщини. Деформаційні параметри базуються на розмаху розкриття вершини концентратора чи макротріщини; енергетичні – на петлі механічного гістерезису під час навантаження–розвантаження локального об'єму матеріалу. Встановлено підвищену структурну чутливість деформаційних характеристик циклічної тріщиностійкості матеріалів порівняно зі силовими. Виявлено, що в експериментальній механіці руйнування під час застосування деформаційного і енергетичного підходів потрібно вживати також аналітично або експериментально встановлені деформаційні та енергетичні параметри з урахуванням реальної пружно-пластичної ситуації біля вершини вирізів і тріщин [9–11].

У шостому розділі констатовано, що втомну довговічність елементів конструкцій визначають характеристики циклічної тріщиностійкості матеріалів. Тому для її підвищення необхідно оптимізовувати ці характеристики, ґрунтуючись на підходах структурної механіки втомного руйнування. Подано діаграми конструкційної міцності матеріалів різного призначення як їх базову ресурсну характеристику. Обґрунтовано нову концепцію розроблення (вибору) сталей для високоміцних залізничних коліс. Встановлено, що ресурс тривало експлуатованих літаків і парогонів теплових електростанцій обумовлений змінами структурно-фазового стану і фізико-механічних властивостей конструкційних сталей і сплавів (деградацією матеріалів) і накопиченими під час експлуатації механічними і корозійно-механічними дефектами (деградацією елементів конструкцій). Фізична природа погіршення фізико-механічних властивостей конструкційних матеріалів після тривалої експлуатації полягає, у першу чергу, в зміні їх тонкої структури (ріст густини дислокацій на межах зерен і міжфазних межах, значне підвищення напружень II роду, мікророзтріскування виділень вторинних фаз тощо) за впливу тривалої дії механічного фактора. В результаті закономірності зміни фізичних і механічних характеристик експлуатаційно деградованих матеріалів часто протилежні до встановлених для термооброблених у вихідному стані (постачання) [12–16].

У сьомому розділі узагальнено результати про вплив низьких температур на міцність і циклічну тріщиностійкість матеріалів та їх зварних з'єднань і наведено основні типи зміщення низькотемпературних діаграм швидкостей росту втомної макротріщини. Показано можливість прогнозування типу цього зміщення на підставі температурної залежності статичної (короткочасової) міцності матеріалів та практичного використання їх низькотемпературного зміцнення. Розглянуто шляхи формування оптимального поєднання низькотемпературної міцності і циклічної тріщиностійкості низки сталей кріогенного призначення. Встановлено, що в метастабільних аустенітних хромонікелевих сталях ініційоване деформацією мартенситне перетворення сприяє підвищенню цих характеристик; в хромомарганцевих сталях – навпаки, особливо у випадках, коли ступінь цього перетворення перевищує 50

%. Мартенситні структури з різною природою зміцнення демонструють слабкий опір низькотемпературному втомному руйнуванню. Визначено необхідний вміст залишкового (або зворотного) аустеніту для підвищення циклічної тріщиностійкості мартенситно-аустенітних сталей [17–20].

У восьмому розділі на підставі власних і літературних результатів досліджень запропоновано феноменологічну модель двоїстого характеру впливу водню, яка враховує пластифікувальну і окрихчувальну дії водневого середовища на деформування та руйнування металів. На основі цієї моделі сформульовано нові критерії, за якими можна розробляти водневотривкі хромонікелеві сталі, а також отримано аналітичні залежності для прогнозування механічних характеристик сталей у водні за визначеними у повітрі [21].

Дев'ятий розділ пов'язаний з неруйнівними методами контролю (структуроскопією) експлуатаційної деградації матеріалів, які базуються на кореляційних залежностях структурних параметрів, механічних та структурно чутливих фізичних і електрохімічних характеристик матеріалів. Розглянуто питання оцінювання технічного стану і залишкового ресурсу елементів конструкцій авіаційного та енергетичного призначення неруйнівними методами [22, 23].

Науково-технічний посібник «Структура матеріалів і втомна довговічність елементів конструкцій» буде корисним для фахівців, які працюють у галузі проектування і експлуатації залізничного і авіаційного транспорту, теплової енергетики та інших галузей промисловості, а також для викладачів вищих навчальних закладів і аспірантів відповідних спеціальностей.

1. *Panasyuk V.V., Ivanitska G.S., Ostash O.P.* A new approach to the determination of the macrocrack nucleation period near a stress concentrator // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.– 1993. – **16**. – P. 453–464.
2. *Ostash O.P., Panasyuk V.V., Kostyk E.M.* A phenomenological model of fatigue macrocrack initiation near stress concentrators // Ibid. – 1999.– **22**.– P. 161–172.
3. *Осташ О.П.* Роль зони передруйнування у визначенні концентрації напружень для циклічно деформованих матеріалів // Фіз.-хім. механіка матеріалів.– 2001.– № 3.– С. 47–58.
4. *Ostash O.P., Panasyuk V.V.* Fatigue process zone at notches // Int. J. Fatigue.– 2001.– **23**.– P. 627–636.
5. *Ostash O.P., Chepil R.V., Vira V.V.* Fatigue crack initiation and propagation at different stress ratio values of uniaxial pulsating loading // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.– 2010.– **34**.– P. 430–437.
6. *Ostash O.P., Panasyuk V.V.* A unified approach to fatigue macrocrack initiation and propagation // Int. J. Fatigue.– 2003.– **25**.– P. 703–708.
7. *Осташ О.П.* Нові підходи в механіці втомного руйнування // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2006.– № 1.– С. 13–25.
8. *Прогнозування* довговічності циклічно навантажуваних елементів конструкцій / О.П. Осташ, Р.В. Чепіль, В.В. Віра, В.Т. Жмур-Клименко // Там же. – 2005.– № 4.– С. 39–44.
9. *Panasyuk V.V., Ivanitska G.S., Ostash O.P.* Determination of stress concentrator opening displacement // Engng. Fract. Mech. – 1996. – **53**. – P. 433–439.
10. *Ostash O.P., Panasyuk V.V., Kostyk E.M.* Assessment of the period to fatigue macrocrack initiation near stress concentrators by means of strain parameters // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. – 1999. – **22**. – P. 687–696.
11. *Ostash O.P., Chepil R.V.* Local strain measurement for prediction of fatigue macrocrack initiation in notched specimens // Strain. – 2003. – **39**. – P. 11–19.
12. *Про концепцію* вибору сталей для високоміцних залізничних коліс / О.П. Осташ, В.Г. Анофрієв, І.М. Андрейко та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – № 6. – С. 7–13.
13. *Осташ О.П., Андрейко І.М. Кулик В.В.* Експлуатаційна надійність високоміцних залізничних коліс // Залізничний транспорт України. – 2013. – № 5/6. – С. 11-17.
14. *Осташ О.П., Андрейко І.М., Головатюк Ю.В.* Деградація матеріалів і втомна міцність тривало експлуатованих авіаконструкцій // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2006. – № 4. – С. 5-16.
15. *Низькотемпературна* і корозійна циклічна тріщиностійкість алюмінієвих сплавів Д16АТНВ і В95Т1 після тривалої експлуатації // О.П. Осташ, І.М. Андрейко, Ю.В. Головатюк та ін. // Там же. – 2014. – № 3. – С. 38–44.
16. *Осташ О.П., Вольдемаров О.В., Гладиш П.В.* Оцінювання деградації сталей парогонів за їх структурними, механічними та електрохімічними характеристиками // Там же. – 2010. – № 4. – С. 5–12.
17. *Осташ О.П., Жмур-Клименко В.Т.* Рост усталостных трещин при низких температурах // Там же. – 1987. – № 2. – С. 17–29.
18. *Осташ О.П., Жмур-Клименко В.Т.* Влияние структуры и фазового состава на низкотемпературную циклическую трещиностойкость сварных соединений метастабильных аустенитных сталей // Там же. – 1985. – № 1. – С. 47–51.
19. *Низкотемпературная* циклическая трещиностойкость аустенитных сталей повышенной прочности / О.П. Осташ, Я.Н. Кунаков, А.Б. Куновский и др. // Там же.– 1989.– № 6. – С. 27–32.
20. *Низкотемпературная* циклическая трещиностойкость сварных соединений мартенситно-аустенитной стали / О.П. Осташ, В.Е. Лазько, О.Д. Зинюк, Т.Л. Максимович // Там же. – 1992.– № 2. – С. 40–45.
21. *Осташ О.П., Витвицький В.І.* Двоїстість дії водню на механічну поведінку сталей і структурна оптимізація їх водневотривкості // Там же. – 2011.– № 4.– С. 5−19.
22. *Діагностика* технічного стану авіаконструкцій після довготривалої експлуатації / О.П. Осташ, Д.С. Ківа, В.М. Учанін та ін. // Техн. диагностика и неразр. контроль. – 2013. – № 2. – С. 15–22.
23. *Осташ О.П., Вольдемаров О.В., Гладиш П.В.* Діагностування структурно-механічного стану сталей парогонів коерцитиметричним методом і прогнозування їх ресурсу // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2013.– № 5. – С. 98–111.

ПРОЕКТ 9.3

Підготовка довідкового посібника «Методи та засоби протикорозійного захисту об'єктів нафтогазового комплексу»

ПІДГОТОВКА ДОВІДНИКОВОГО ПОСІБНИКА «МЕТОДИ ТА ЗАСОБИ ПРОТИКОРОЗІЙНОГО ЗАХИСТУ ОБ'ЄКТІВ НАФТОГАЗОВОГО КОМПЛЕКСУ»

В.А. ЧЕРВАТЮК, канд. тех. наук, **І.М. КУШНІР**, м.н.с.
(Фіз.-мех. ін-т ім. Г.В.Карпенка НАН України)

Підготовлено довідниковий науково-технічний посібник «Методи та засоби протикорозійного захисту об'єктів нафтогазового комплексу», який містить аналіз та узагальнення сучасних наукових та інженерних підходів до вибору протикорозійних матеріалів, технології, обладнання і засобів протикорозійного захисту об'єктів нафтогазового комплексу та методи контролю захисних покриттів. Посібник призначений для наукових, проектних, будівельно-монтажних організацій, а також працівникам підприємств, які займаються протикорозійним захистом металоконструкцій.

Ключові слова: *корозія, захисні покриття, протикорозійний захист, трубопроводи, резервуари, лакофарбові матеріали, покриття, підготовка поверхні перед фарбуванням, товщина покриття, адгезія, довговічність служби покриття*

Актуальність проблеми ефективного захисту об'єктів та споруд системи трубопровідного транспорту від різних видів корозійного руйнування є загально відомою. Значна протяжність нафтогазопроводів, велика кількість металевих резервуарів та інших споруд, а також різноманітність грунтово-кліматичних умов під час їх будівництва та експлуатації суттєво впливають на довговічність та надійність їх роботи, Тому для проектантів, будівельників та експлуатаційників знання властивостей різних типів сучасних ізоляційних матеріалів та захисних покриттів має важливе значення.

Необхідність підготовки та видання спеціалізованого інформаційного довідника для фахівців у галузі захисту від корозії трубопроводів, резервуарів та споруд і об'єктів магістрального трубопровідного транспорту, служб протикорозійного захисту, зокрема ПАТ «Укртранснафта», ДК «Укртрансгаз» ПАТ «Укргазвидобування», ВАТ «Укрнафта»та інші, зумовлена відсутністю систематизованої інформації про ефективні сучасні ізоляційні матеріали та захисні покриття для захисту від корозії об'єктів нафтогазового комплексу.

Метою підготовки довідника «Методи та засоби протикорозійного захисту об'єктів нафтогазового комплексу» є аналіз та узагальнення сучасних наукових та інженерних підходів до вибору протикорозійних матеріалів, технологій, обладнання і методів контролю стану захисних покриттів.

Під час виконання проекту 9.3 «Підготовка довідникового посібника «Методи та засоби протикорозійного захисту об'єктів нафтогазового комплексу» підібрано, проаналізовано та систематизовано відомості про сучасні матеріали і покриття для трубопроводів, резервуарів та металоконструкцій, підібрано та систематизовано відомості про нормативну базу протикорозійного захисту, обладнання для нанесення та контролю стану покриттів.

Структура довідникового посібника є наступною**:** передмова-вступ та 12 розділів.

В першому розділі приведено основні поняття про корозію металів та сплавів, класифікація і види корозійних процесів та агресивних середовищ.

У другому розділі приведена загальна характеристика методів захисту від корозії. Це захисні покриття, легування, катодний захист, інгібітори.

У третьому розділі викладені відомості про захисні протикорозійні покриття для підземних трубопроводів: покриття на основі бітумних матеріалів і мастик, покриття на основі стрічок, термоусадкові муфти вітчизняного та імпортного виробництва для ізоляції трубопроводів, покриття на основі поліуретанових синтетичних смол.

У четвертому розділі приводяться технічні характеристики захисних протикорозійних покриттів для об'єктів нафтогазового комплексу надземного типу. Це протикорозійні покриття для зовнішньої поверхні сталевих резервуарів, надземних трубопроводів та металоконструкцій.

У п'ятому розділі приводяться загальні вимоги до захисних протикорозійних покриттів

© В.А. ЧЕРВАТЮК, І.М. КУШНІР, 2015

спеціального призначення. Це захисні армуючі рулонні матеріали., температуростійкі матеріали, матеріали холодного цинкування, матеріали з перетворювачами іржі та інші допоміжні матеріали.

У шостому розділі викладена інформація про стандарти, приводиться перелік вітчизняних та міжнародних стандартів, що використовуються для протикорозійного захисту нафтогазопроводів та резервуарів.

У сьомому розділі викладені дані про технології і обладнання для підготовки лакофарбових матеріалів і контроль їх якості, вимоги до підготовки поверхні об'єкта, стандарти підготовки поверхні, способи очистки поверхні та видалення старих покривів, контроль якості підготовки поверхні.

У восьмому розділі приведена інформація про технології і обладнання для нанесення лакофарбових матеріалів, про пневматичне та безповітряне розпилення, ручні способи нанесення лакофарбових матеріалів і ремонтне відновлення пошкоджених лакофарбових покриттів.

Дев'ятий розділ висвітлює питання впливу кліматичних умов на якість нанесення лакофарбових покриттів, контроль кліматичних умов. контроль в процесі нанесення лакофарбових матеріалів, питання безпеки праці та охорони навколишнього середовища та загальні правила візуального і вимірювального контролю.

Десятий розділ присвячений приладам та методам контролю якості захисних покриттів. приладам для контролю ізоляційних покриттів та приладам для обстеження підземних трубопроводів.

Одинадцятий розділ містить таблиці розрахунку точки роси, переводів температур та інших фізичних величин, діаграми Мольє.

У дванадцятому розділі викладена довідкова інформація про вітчизняних та зарубіжних виробників та постачальників протикорозійних матеріалів.

Довідниковий посібник «Методи та засоби протикорозійного захисту об'єктів нафтогазового комплексу» призначений для наукових, проектних, будівельно-монтажних та експлуатуючих організацій та підприємств, які займаються протикорозійним захистом металоконструкцій і спрямовують свою діяльність на покращення технічного стану нафтопроводів та інших споруд.

Підготовлено остаточну версію рукопису посібника «Методи та засоби протикорозійного захисту об'єктів нафтогазового комплексу», яка буде опублікована до кінця 2015 року.

1. *Міцність* і довговічність нафтогазових трубопроводів і резервуарів / Г.М. Никифорчин, С.Г. Поляков, В.А. Черватюк та ін. // Механіка руйнування та міцність матеріалів / Під заг. ред. В.В. Панасюка. – Львів: СПОЛОМ, 2009. – Т. 11. – 504 с.
2. *Коновалов Г., Шалиминов П., Черватюк В*. Обеспечение надежной эксплуатации объектов нефтегазового комплекса защитой современными антикоррозионными материалами - путь к энергетической безопасности Украины / Мат. міжнар. конф. «Енергетична безпека Європи. Погляд у XXI століття». Київ, 22-25 червня 2001 р. – С. 73-75.
3. Протасов В.Н. Теория и практика применения полимерных покрытий в оборудовании и сооружениях нефтегазовой промышленности. – Москва: Недра, 2007. – 374 с.
4. *Черватюк В.А., Пермінова І.М*. Сучасні тенденції у застосуванні протикорозійних покриттів для захисту магістральних нафтогазопроводів та резервуарів // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – Спец. вип. № 8. – С. 625-630.
5. *ДСТУ 4219-2003*. Трубопроводи сталеві магістральні. Загальні вимоги до захисту від корозії. Затверджено та надано чинності наказом Державного комітету України з питань технічного регулювання та споживчої політики № 155 від 15.09.2003 р. Розробники. С.Г. Поляков (керівник розробки), А.А. Руднік, Ю.О. Кузьменко, В.М. Василюк, В.А. Черватюк, В.А. Шишківський, Ю.П. Гужов, В.П. Конюшенко, В.П. Васьківський, Київ, 2003. – 86 с.
6. *Черватюк В.А., Кушнір І.М*. Аналіз діючої нормативно-технічної документації для протикорозійного захисту резервуарів та металоконструкцій // Професійне фарбування. – 2012. – № 4, **51**. – С. 50-52.

ПРОЕКТ 9.4

Підготовка нормативного документа на застосування технології ін'єкційного зміцнення та відновлення працездатності пошкоджених будівельних споруд тривалої експлуатації

УДК 699.88:67.02

НОРМАТИВНИЙ ДОКУМЕНТ (ТУ) НА ЗАСТОСУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ІН'ЄКЦІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ ТА ВІДНОВЛЕННЯ РОБОТОЗДАТНОСТІ ПОШКОДЖЕНИХ БУДІВЕЛЬНИХ СПОРУД ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

В.П. СИЛОВАНЮК[1], **В.І. МАРУХА**[2], доктори технічних наук,
Н.А. ІВАНТИШИН[1], кандидат технічних наук
([1]Фізико-механічний інститут ім.Г.В.Карпенка НАН України,
[2]Інженерний Центр «Техно-Ресурс» НАН України)

Одним із ефективних способів відновлення пошкоджених елементів бетонних і залізобетонних конструкцій є технології ін'єктування дефектних зон, які полягають у введенні в пошкоджене місце таких конструкцій і споруд (у тріщини, порожнини, викришування, відшарування тощо) рідинних (найчастіше полімерних) матеріалів, здатних після кристалізації або полімеризації формувати з бетонними матрицями міцні адгезійні зв'язки. В останні роки ці технології широко застосовують у вітчизняній та зарубіжній практиці для відновлення суцільності, міцності та роботоздатності багатьох об'єктів, зокрема, тунелів, дамб, колекторів, пам'яток архітектури. На сьогоднішній день в Україні відсутні нормативні документи, що встановлюють основні вимоги до технологічного процесу відновлення міцності та роботоздатності бетонних конструкцій і споруд тривалої експлуатації за допомогою ін'єкційних технологій. Даний проект спрямований на вирішення важливого завдання – створення нормативного документа (ТУ) щодо сучасного методу ремонтних, реставраційних та реконструкційних робіт, яким є технологія ін'єкційного зміцнення. Нормативний документ (ТУ) складається з десяти розділів і двох додатків. Він призначений для підприємств і організацій Мінрегіонбуду, теплоенергетичного комплексу України, які займаються ремонтно-відновлювальними роботами на пошкоджених об'єктах тривалої експлуатації. В ході виконання проекту підготовлено остаточну редакцію нормативного документа, погоджено його із профільними установами, затверджено та зареєстровано у центрі стандартизації, метрології та сертифікації.

Ключові слова: *нормативний документ; технічні умови; ін'єкційні технології; відновлення роботоздатності; пошкоджені споруди*

Значну частину житлово-будівельного фонду та інших бетонних і залізобетонних споруд України становлять об'єкти, що експлуатуються вже понад 50 років і потребують ремонту через різні пошкодження. В аварійному стані знаходиться багато унікальних об'єктів, що представляють історичну та архітектурну цінність. Внаслідок деградації службових характеристик матеріалів залізобетонних споруд атомних електростанцій, шахтних стволів, колекторів, гідроспоруд назріває потреба у відновленні роботоздатності елементів таких конструкцій, їх ремонті та відновленні несучої здатності.

Одним із ефективних способів відновлення пошкоджених елементів конструкцій є технології ін'єктування дефектних зон (рис. 1), які полягають у введенні в пошкоджене місце бетонних і залізобетонних конструкцій і споруд (у тріщини, порожнини, викришування, відшарування тощо) рідинних (найчастіше полімерних) матеріалів, здатних після кристалізації або полімеризації формувати з бетонними матрицями міцні адгезійні зв'язки.

В останні роки ці технології широко застосовують у вітчизняній та зарубіжній практиці для відновлення суцільності, міцності та роботоздатності багатьох об'єктів, зокрема, тунелів, дамб, колекторів, пам'яток архітектури тощо (рис. 2).

У процесі підбору і аналізу літературно-патентних джерел з питань використання ін'єкційних полімерних матеріалів і технологій для зміцнення і відновлення працездатності бетонних і залізобетонних конструкцій і споруд встановлено основні техніко-експлуатаційні чинники, що гальмують процеси виникнення і росту глибоких тріщин, розшарувань та інших пошкоджень у бетонних та залізобетонних

© В.П. СИЛОВАНЮК, В.І. МАРУХА, Н.А. ІВАНТИШИН, 2015

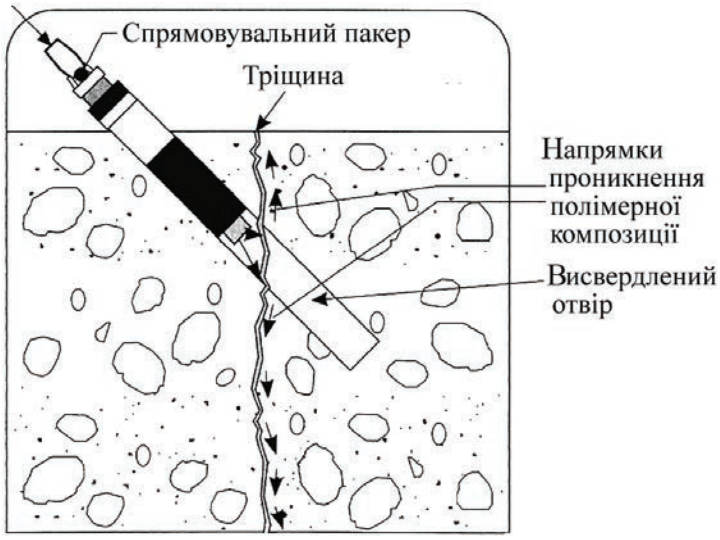


Рис. 1. Схема ін'єктування пошкодженого тріщиною елемента конструкції

конструкціях та спорудах [1, 2].

Основними техніко-експлуатаційними факторами, які суттєво впливають на виникнення пошкоджень і, в окремих випадках, руйнування бетонних конструкцій і споруд під час їх тривалої експлуатації є, передусім, їх склад і структура, вплив механічних навантажень і корозивно-активних середовищ, коливань температури, гідростатичних тисків тощо. При цьому внаслідок гетерогенного складу та специфічної будови бетонів на їх поверхні та в масі конструкційного матеріалу є чисельні структурні неоднорідності, капіляри, відкриті пори і внутрішні порожнини, які перетворюються під час експлуатації у відкриті або гострокінцеві порожнини, мікро- та макротріщини, розшарування тощо. Все це значно полегшує проникання корозійно-агресивних складників довкілля у матеріали конструкцій та споруд і сприяє їх подальшому пошкодженню та руйнуванню. Із зовнішніх середовищ дуже небезпечними для бетонів є водні розчини кислот, лугів, солей, органічних сполук та ін. У багатьох випадках руйнівну дію хімічних реагентів суттєво підсилюють мікроорганізми (ґрунтові бактерії, плісеневі і дріжджові гриби). Сприятливі умови для мікробіологічної корозії бетонів та інших будівельних матеріалів створюються за умови закріплення на їх поверхні та, особливо, в пошкодженнях водними середовищами, що містять катіони і аніони нестабільної валентності, а також органічні харчові субстрати. Особливо небезпечна одночасна дія хімічного і мікробіологічного факторів. Такій дії піддані, як правило, бетонні підземні об'єкти.

Розроблені співробітниками Фізико-механічного інституту ім. Г.В. Карпенка НАН України та ДПІЦ «Техно-Ресурс» НАН України теоретичні моделі [2–4] показали, що одним з найбільш ефективних способів відновлення працездатності бетонних і залізобетонних конструкцій і споруд є введення під тиском (ін'єкування) у тріщини та інші корозійно-механічні пошкодження в'язкотекучих поліуретанових композицій. З позицій механіки руйнування розроблено теоретичну модель системи «жорстка бетонна матриця–еластичне поліуретанове включення».

Під час виконання завдань проекту 9.4 розділу 9 програми «Ресурс» НАН України виконано необхідні дослідження для розроблення ефективних ін'єкційних матеріалів і методів реалізації ін'єкційних технологій, які впроваджені на підприємствах Мінрегіонбуду України та НАЕК «Енергоатом України». Зауважимо, що реалізація ін'єкційних технологій передбачає такі операції:

–обстеження пошкодженого об'єкта та встановленням типу, розмірів та інших характеристик дефектних місць;

– неруйнівний контроль пошкоджених ділянок;

– вибір ін'єкційного матеріалу та розрахунок параметрів, зокрема тиск подачі ін'єкційного матеріалу;

– буріння отворів у масі бетонної матриці з досягненням дефектного місця (тріщин, розшарувань та порожнин);

– встановлення необхідних адгезій них зв'язків поліуретанових композицій з поверхнями бетону в тріщинах і дефектах та формування твердої вставки необхідної міцності.

Важливим етапом у вирішенні завдань з реалізації ін'єкційних технологій зміцнення і відновлення працездатності бетонних і залізобетонних конструкцій і споруд текучими поліуретановими композиціями є вибір ін'єкційного матеріалу, який має забезпечити відновлення працездатності пошкоджених об'єктів. Для реалізації ін'єкційних технологій необхідно створити відповідний нормативний документ. На даний час в Україні відсутні такі нормативні документи.

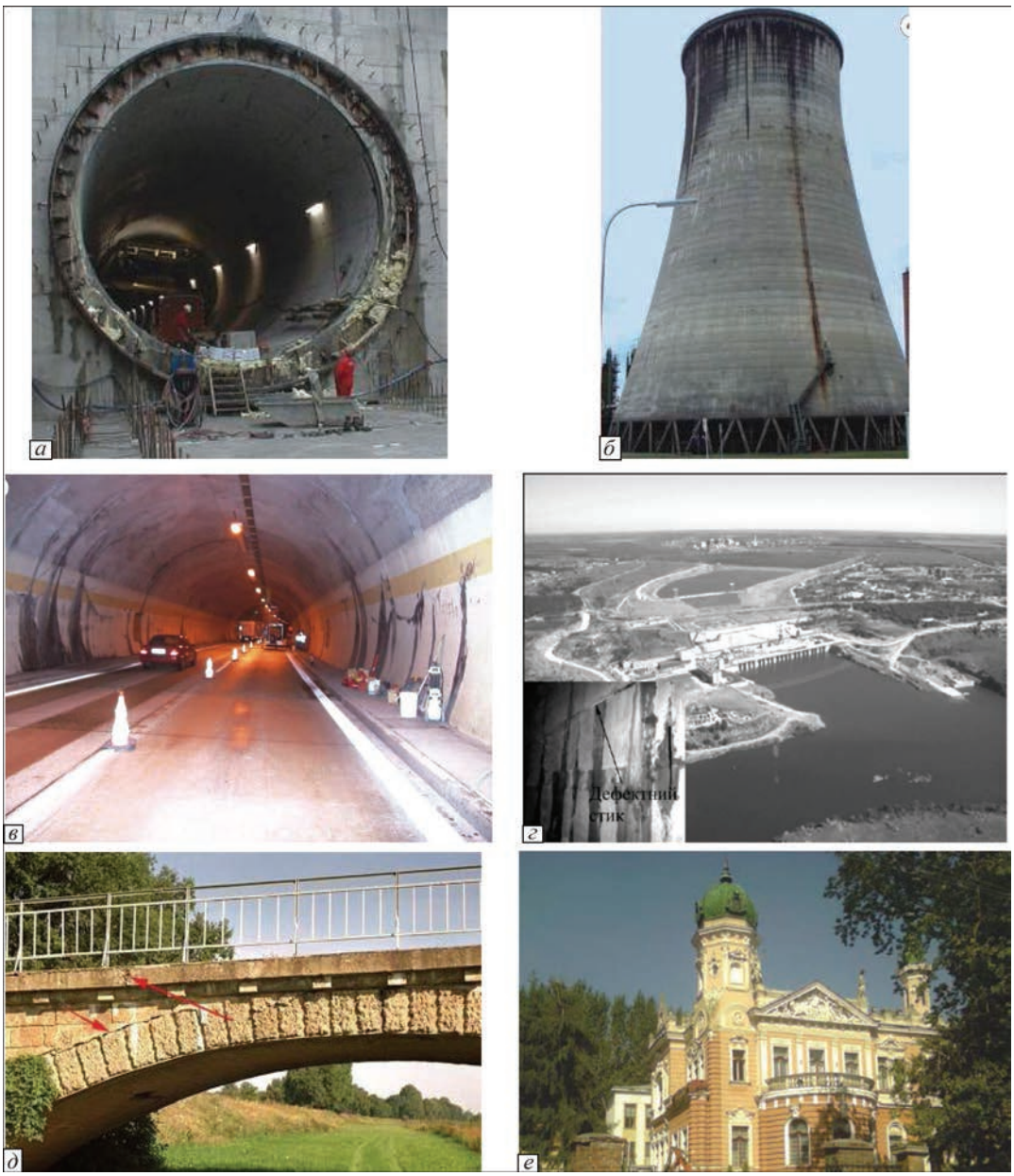


Рис. 2. Об'єкти, де застосовували ін'єкційні технології зміцнення споруд тривалої експлуатації: *а* – залізобетонна водяна труба; *б* – градирня; *в* – автомобільний тунель; *г* – гідротехнічні споруди; *д* – арковий міст; *е* – пам'ятка архітектури

Даний проект спрямований на вирішення цього завдання – створення нормативного документа (ТУ) для ремонтних, реставраційних та реконструкційних робіт, в основі яких є технологія ін'єкційного відновлення роботоздатності пошкоджених бетонних і залізобетонних конструкцій.

Зміст нормативного документа (ТУ) відповідає вимогам ДСТУ 1.3:2004 і складається із вступу, десяти розділів і двох додатків.

Перший розділ стосується сфери застосування технології ін'єкційного зміцнення пошкоджених елементів будівельних споруд.

У другому розділі наведено перелік нормативних документів, на які є посилання в ТУ.

У третьому розділі викладені загальні технічні вимоги до процесу відновлення міцності та роботоздатності пошкоджених бетонних конструкцій і споруд тривалої експлуатації. В цьому ж розділі наведені технічні вимоги до плинних ін'єкційних композицій, вимоги до їх складових – сировини.

Вимоги до марок та параметрів технічних засобів процесу ін'єктування містяться у четвертому розділі.

У п'ятому розділі наведені вимоги пожежної безпеки, охорони здоров'я і довкілля під час реалізації

технології.

Наступні два розділи (шостий і сьомий) містять правила і методи контролю сировини до змішування та контролю композицій після змішування і тверднення.

Правила зберігання, транспортування композицій наведені у розділах вісім та дев’ять ТУ.

У додатку «А» наведені дані про методики розрахунку короткочасної та довготривалої міцності відновлених елементів будівельних споруд, зокрема розрахункову схему для встановлення оптимального тиску подачі ін’єкційного матеріалу, який не викличе поширення уже існуючої тріщини.

Нормативний документ (ТУ) призначений для підприємств і організацій Мінрегіонбуду, теплоенергетичного комплексу України, які займаються ремонтно-відновлювальними роботами пошкоджених об’єктів тривалої експлуатації. В ході виконання проекту нормативний документ підготовлено та погоджено з профільними установами та зареєстровано у центрі стандартизації, метрології та сертифікації України.

1. *Panasyuk V.V., Marukha V.I., Sylovanyuk V.P.* Injection Technologies for Repair of Damaged Concrete Structures // Springer. – 2014. – 230 p.
2. *Маруха В.І.* Ін’єкційні технології відновлення роботоздатності пошкоджених споруд тривалої експлуатації // Механіка руйнування та міцність матеріалів / Під заг. ред. В.В. Панасюка.– Львів: СПОЛОМ, 2009. – Том 12. – 262 с.
3. *Панасюк В.В., Силованюк В.П., Маруха В.І.* Міцність пошкоджених тріщинами елементів конструкцій, залікованих за ін'єкційними технологіями // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2005. – № 6. – С. 60–64.
4. *Механіка* руйнування, як наукова основа технології ущільнювальних ін'єкцій під час реконструкції об'єктів тривалої експлуатації / В.П. Силованюк, В.І. Маруха, Б.Я. Генега, Н.А. Іванишин // Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів і конструкцій». – Львів: Каменяр, 2002. – Вип. 5.– С. 373–382.
5. *ACI-89 M12 503-5R* Guide for the selection of polymer adhesives with concrete // ACI Material Journal. – 1992. – № 1–2. – P. 90–105.
6. *Czarnecki L., Emmons P.H.* Naprawa i ochrona konstrurcji betonowych. – Krakow: Polski Cement, 2002. – 434 s.

ПРОЕКТ 9.5

Підготовка нормативного документа для визначення характеристик циклічної тріщиностійкості матеріалів за поперечного зсуву

УДК 539.4

РОЗРОБЛЕННЯ ДЕРЖАВНОГО СТАНДАРТУ УКРАЇНИ ДЛЯ ВИЗНАЧЕННЯ ХАРАКТЕРИСТИК ЦИКЛІЧНОЇ ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ МЕТАЛІВ ЗА ПОПЕРЕЧНОГО ЗСУВУ

С.Т. ШТАЮРА, канд. техн. наук, **Я.Л. ІВАНИЦЬКИЙ**, д-р. техн. наук,
Т.М. ЛЕНКОВСЬКИЙ, мол. наук. співроб., **В.М. БОЙКО**, канд. техн. наук,
П.С. КУНЬ, канд. техн. наук, **І.А. ВЕРГУН**, гол. інж.
(Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України)

Підготовлено проект ДСТУ, який встановлює метод визначення характеристик циклічної тріщиностійкості металів за поперечного зсуву та кімнатної температури. Розроблено методику побудови кінетичних діаграм втомного руйнування та визначення характеристик циклічної тріщиностійкості металів за поперечного зсуву. Методом скінченних елементів та методом суперпозиції напружених станів отримано формули для підрахунку коефіцієнта інтенсивності напружень K_{II} з урахуванням тертя берегів тріщини. Розроблено та запатентовано конструкцію балкового зразка двотаврового поперечного перерізу з бічною тріщиною для втомних випробувань поперечним зсувом за консольного згину та установку для проведення досліджень. Методику апробовано на зразках із сталі 65Г.

Ключові слова: *національний стандарт України (ДСТУ), поперечний зсув, кінетична діаграма втомного руйнування, характеристики циклічної тріщиностійкості, метод суперпозиції напружених станів, метод скінченних елементів, ріст втомної тріщини*

Значна частина елементів конструкцій машинобудівної галузі працює за складного циклічного навантаження та домінування в них зсувних напружень. В результаті циклічного контактного

© С.Т. ШТАЮРА, Я.Л. ІВАНИЦЬКИЙ, Т.М. ЛЕНКОВСЬКИЙ, В.М. БОЙКО, П.С. КУНЬ, І.А. ВЕРГУН, 2015

навантаження пари колесо-рейка в тілі колеса або рейки виникають зсувні тріщини, що призводить до вищербин та розшарувань. Причиною утворення розшарувань в рейках та вищербин у колесах є зародження та ріст тріщин за мішаним макромеханізмом: нормального відриву та поперечного зсуву. Для вибору матеріалів пари колесо-рейка, де розвиваються тріщини за механізмом поперечного зсуву, а також для прогнозування їх залишкової міцності необхідно знати характеристики циклічної тріщиностійкості матеріалів за умов поперечного зсуву.

Оптимальний вибір матеріалу із властивістю чинити максимальний опір зародженню та поширенню тріщин поперечного зсуву вимагає розробки підходу щодо визначення характеристик циклічної тріщиностійкості.

В дослідженнях [1-4] при побудові кінетичних діаграм втомного руйнування (КДВР) за поперечного зсуву встановлено характеристики циклічної тріщиностійкості (ЦТ) матеріалів за різними силовими схемами. В роботах [1, 2] визначено пороговий коефіцієнт інтенсивності напружень (КІН), побудовано прямолінійну ділянку КДВР та встановлено, що зсувна тріщина поширюється за складного навантаження (I + II). В публікації [3] авторам вдалося досягнути зародження та росту втомних тріщин в широкому діапазоні швидкостей за механізмом II на невелику віддаль (2 мм), після чого відбувалося галуження тріщин та її поширення за мішаним механізмом I + II. В праці [4] представлено напівнатурне моделювання тріщини поперечного зсуву в широкому діапазоні її довжин, проте, вплив тертя берегів тріщини при розрахунку КІН K_{II} не враховано.

Для прогнозування залишкової міц-ності пари колесо-рейка, де зароджуються і ростуть тріщини, раковини, вищербини за механізмом поперечного зсуву, необхідно розробити достовірні методики для визначення характеристик ЦТ конструкцій-них матеріалів за зсувного механізму деформування. Якщо на сьогодні у інженерній практиці для оцінювання статичної та циклічної тріщиностійкості (ЦТ) за нормального відриву розроблено ряд нормативних документів [5, 6], то для оцінювання напружено-деформованого стану (НДС) за поперечного зсуву відсутній нормативний документ, який регламентував би методику визначення характеристик ЦТ матеріалів, руйнування яких за циклічного навантаження відбувається за поперечного зсуву.

Відсутність нормативних документів з визначення характеристик циклічної тріщиностійкості матеріалів за поперечного зсуву не дає змоги оптимального вибору матеріалу максимальної тріщиностійкості за поперечного зсуву та прогнозувати ресурс роботи цих елементів. Тому є потреба у розробленні методики визначення характеристик ЦТ за умов реалізації механізму поперечного зсуву для вибору матеріалів та оцінки довговічності елементів конструкцій.

Метою роботи за проектом 9.5 є розроблення методики побудови КДВР для визначення характеристик ЦТ металів за поперечного зсуву для розрахунку залишкової міцності елементів конструкцій з тріщиноподібними дефектами. На основі розробленої методики здійснена підготовка проекту ДСТУ.

Цей нормативний документ встановлює метод механічних випробувань для визначення характеристик тріщиностійкості металів за циклічного навантаження поперечним зсувом. Тут викладено методику побудови КДВР та визначення характеристик циклічної тріщиностійкості металів при випробувані балкового зразка двотаврового поперечного перерізу, у стінці якого в площині симетрії зразка наведена початкова втомна тріщина. Встановлено оптимальні параметри геометричних співвідношень такого зразка для отримання достовірних результатів випробувань. Обчислення характеристики тріщиностійкості (K_{IIc}) матеріалу за поперечного зсуву з урахуванням встановлених відносних довжин тріщин визначають за формулами для коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН), встановленими методом скінчених елементів з урахуванням тертя берегів тріщини.

Для аналізу результатів випробувань, їх узагальнення та обробки експериментів запропоновано аналітичний опис діаграм втомного руйнування степеневою залежністю, параметри якої визначають методом найменших квадратів. За діаграмою КДВР визначають основні характеристики циклічної тріщиностійкості: порогове $K_{\text{II}th}$ і критичне $K_{\text{II}fc}$ значення КІН, а також параметри n і K^*, за допомогою яких незалежно від значень $K_{\text{II}th}$ і $K_{\text{II}fc}$ можна описати ділянку діаграми в області середніх швидкостей втомного росту тріщини.

З метою унаочнення вихідних даних у графічних залежностях запропоновано інформаційно-вимірювальну систему, яка дозволяє вводити зареєстровані сигнали в пам'ять комп’ютера, розраховувати за розробленими програмами параметри циклічної тріщиностійкості.

В нормативному документі (НД) на підставі регламентації умов випробувань, вимог до форми, розмірів зразків та умов поширення тріщини, вибору обладнання та методу обробки експериментальних результатів забезпечено коректність, достовірність, збіжність та відтворюваність результатів у різних лабораторіях.

Зміст ДСТУ. Проект ДСТУ «Розрахунки та випробування на міцність. Методика визначення характеристик циклічної тріщиностійкості металів за поперечного зсуву та кімнатної температури» виконано на підставі завдань комплексної програми Президії НАН України (розпорядження № 168 від 14.03.2013 р.) «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» (Ресурс), розділ № 9.

Зміст та структура проекту НД відповідає вимогам ДСТУ 1.2:2003 та ДСТУ 1.5:2003 і складається з передмови, дев'яти розділів та одинадцяти додатків. Впровадження стандарту не потребує внесення змін, перегляду чи скасування чинності відповідних нормативних документів.

Загальні положення. Цей нормативний документ розроблено для випадків, коли стосовується лінійна механіка руйнування і НДС біля вершини тріщини характеризується КІН K_{II}, а матеріал зразка лінійно-пружний, за винятком пластичних зон біля фронту тріщини, які є малими у порівнянні з довжиною тріщини; фронт тріщини розвивається в площині дії максимальних дотичних напружень.

Визначення швидкості поширення втомної тріщини здійснюють шляхом послідовного вимірювання приросту довжини тріщини і кількості циклів навантаження за заданих параметрів циклу і частоти. На основі отриманих даних будують залежності «довжина тріщини l – кількість циклів N», розраховують швидкість росту тріщини як середній приріст її довжини за один цикл за заданих умов випробувань; будують КДВР матеріалу у вигляді залежності в логарифмічних координатах «швидкість росту тріщини υ - максимальний КІН $K_{\text{II}max}$». Для кількісної оцінки опору матеріалів втомному поширенню в них тріщини поперечного зсуву розраховують характеристики ЦТ: n, K^*, $K_{\text{II}t,h}$, K_{IIfc}, $K_{\text{II}1\text{-}2}$, $K_{\text{II}2\text{-}3}$, визначені із діаграми КДВР.

Зразки та їх виготовлення. Для проведення випробувань поперечним зсувом за консольного згину на основі аналізу літературних даних [1-3] та власних досліджень [4, 7-9] розроблено конструкцію балкового зразка двотаврового поперечного перерізу з боковими V-подібними канавками (рис. 1) та рекомендовано співвідношення розмірів зразка, надрізу і втомної тріщини.

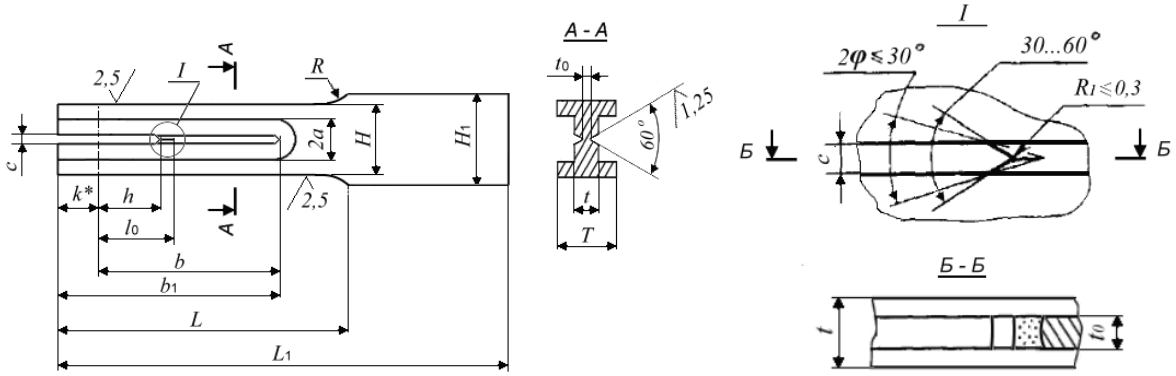


Рис. 1. Балковий зразок двотаврового перерізу з бічною тріщиною для втомних випробувань поперечним зсувом за консольного згину

Довжину робочої частини зразка вибрано такою, що забезпечує не менше 30 вимірювань підростання тріщини.

Початкову втомну тріщину поперечного зсуву відносної довжини $\lambda = \frac{l_0}{b} \geq 0,4$ у зразку утворюють за силовою схемою циклічного консольного згину за симетричним циклом навантаження.

Довжина утвореної втомної тріщини разом з концентратором повинна бути такою, щоб історія її утворення не впливала на швидкість подальшого її росту, а умови і режими циклічного формування тріщини повинні бути максимально наближеними до умов і режимів основних випробувань. Рекомендована кількість циклів навантаження при створенні тріщини не повинна перевищувати 10^6 циклів.

Для достовірного визначення характеристик тріщиностійкості за поперечного зсуву довжина тріщини і довжина робочої частини повинні задовольняти умови:

$$l_0 \geq 4\left(\frac{K_{\text{IImax}}}{\tau_{0,3}}\right)^2 ;\ b - l_0 \geq 5,6\left(\frac{K_{\text{IImax}}}{\tau_{0,3}}\right)^2 \qquad (1)$$

де $K_{II\,\max}$ – максимальний КІН циклу навантаження, $\tau_{0,3}$ – умовна границя течіння матеріалу на зріз.

Випробувальна установка. Дослідження циклічної тріщиностійкості конструкційних матеріалів за поперечного зсуву здійснюють на установках, які забезпечують навантаження зразка заданої геометрії за силовою схемою консольного згину за знакозмінного циклу навантаження.

Для побудови КДВР та визначення характеристик ЦТ матеріалів за поперечного зсуву на балкових зразках двотаврового поперечного перерізу з бічною тріщиною виготовлено установку (рис. 2) [8, 9], яка забезпечує симетричний цикл навантаження зразка з амплітудою, що задається величиною ексцентриситету *e* за синусоїдним законом з асиметрією $R = -1$.

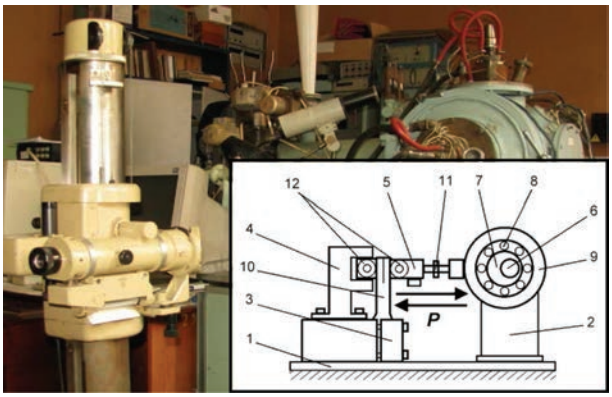


Рис. 2. Схема установки для випробування зразків матеріалу циклічним навантаженням з метою реалізації поширення тріщини за механізмом поперечного зсуву: *1* – опорна плита; *2* – підшипникова опора; *3* – захоплювач зразка; *4* – напрямна; *5* – динамометрична тяга; *6* – вал підшипникової опори; *7* – змінний ексцентрик; *8*, *12* – підшипники; *9* – шатун; *10* – зразок; *11* – різьбова шпилька

Силу *P*, прикладену до зразка, контролюють динамометричною тягою з наклеєними тензомостом, сигнал від якого через аналого-цифровий перетворювач Е-440 передається на персональний комп'ютер (ПК).

Частота навантаження зразка задається параметрами електродвигуна установки.

Для вимірювання числа циклів навантаження використовують індуктивний пристрій, який фіксує кожен десятий цикл з похибкою не більшою ніж 1 % від кількості повторних навантажень в інтервалі між послідовними вимірюваннями. Прогин консольно закріпленого зразка вимірюють одноконсольним давачем тензорезисторного типу, а величину підростання тріщини – за допомогою катетометра В-630 з похибкою вимірювання, яка не перевищує 0,01 мм.

Методика побудови КДВР та обчислення характеристик циклічної тріщиностійкості матеріалів. Експеримен-тальний зразок закріплюють у захоплювач установки. Динамометричну тягу встановлюють на вільний кінець зразка та фіксують ексцентрик у нульовому положенні. За допомогою механізмів установки встановлюють амплітуду навантаження *A* за симетричного знакозмінного циклу і частоту χ =12 Hz.

Перед випробуванням перевіряють і тарують динамометр сили, консольний давач, частоту навантаження та амплітуду коливань за чинними стандартами на відповідному пристосуванні, а також балансують їх для вимірювання механічних величин електричними методами. Оптичні прилади налаштовують для вимірювання величини підростання тріщини з вершини концентратора.

Під час випробувань за допомогою інформаційно-вимірювальної системи записують діаграми «зусилля *P* – час *t*», «прогин зразка *f* – час *t*». Катетометром вимірюють приріст довжини тріщини Δl, а індуктивним давачем визначають відповідну кількість циклів *N*. Частота коливань χ та асиметрія

навантаження R упродовж випробувань однієї серії зразків залишаються незмінними. Основні випробування здійснюють у діапазоні зміни швидкостей росту тріщини $10^{-10}…10^{-5}$ м/цикл.

Випробування проводять поетапно. На кожному з наступних етапів випробувань плавно збільшують навантаження – в межах другої ділянки діаграми на 10…30 %, а на першій і третій – на 5…10 % (рис. 3). На третій ділянці діаграми, де швидкість підростання тріщини більша ніж 10^{-5} m/цикл, рекомендовано проводити не менше ніж 4 вимірювання, підтримуючи постійними усі параметри циклу навантажень (A, χ, R, $P_{\max}$) на кожному з етапів.

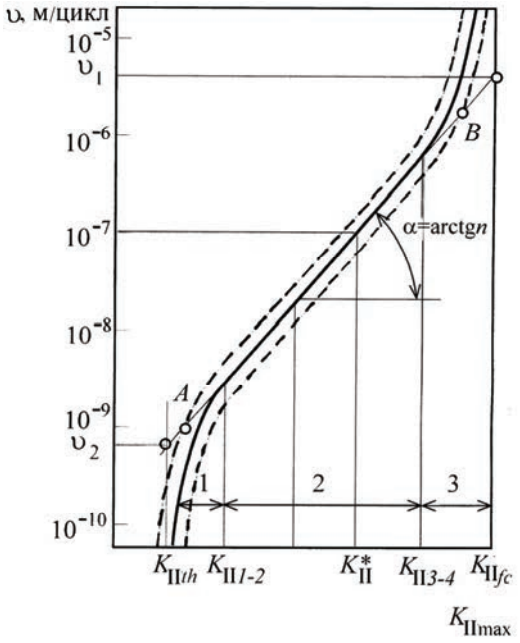


Рис. 3. Схема кінетичної діаграми втомного руйнування матеріалу: *1, 2, 3* – ділянки діаграми: суцільна лінія – крива швидкості росту втомної тріщини; штрихова лінія обмежує смугу розсіювання експериментальних точок

Інтервали між двома послідовними вимірюваннями підростання довжини тріщини на кожному з етапів встановлюють такими, щоб приріст довжини тріщини Δl за числа циклів навантаження ΔN був не менше як похибка вимірювань, тобто величина Δl становила не менше ніж 0,1 мм і була сталою в межах одного етапу випробувань. Приріст КІН $K_{\text{II}max}$ між двома послідовними вимірюваннями не повинен перевищувати $0{,}1K_{\text{II}max}$.

За результатами кожного з етапів випробувань в координатах l_i - N_i будують криву росту втомної тріщини (рис. 4). За цією кривою візуально оцінюють розсіювання експериментальних точок та попередньо визначають швидкість росту втомної тріщини на кожному з етапів як відношення приросту довжини тріщини Δl_i до відповідної кількості циклів ΔN_i за формулою

$$\upsilon_i = \frac{l_{i+1} - l_i}{N_{i+1} - N_i} = \frac{\Delta l_i}{\Delta N_i}. \qquad (2)$$

Для кожної швидкості υ_i росту втомної тріщини за відповідними їй максимальними зусиллями P_{max} циклу навантаження розраховують максимальні значення КІН $K_{\text{II}max\,i}$ за формулою

$$K_{\text{II}\max} = \frac{P_{\max}}{t_0\sqrt{H}} \cdot Y(\lambda, f_c), \qquad (3)$$

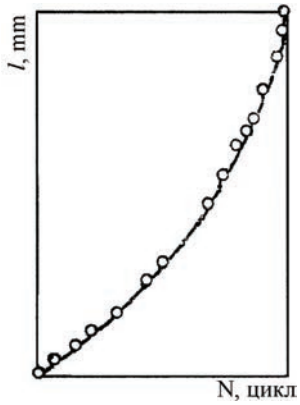


Рис. 4. Схематична залежність довжини тріщини від кількості циклів навантаження

де $P_{\max}$ – максимальна сила в циклі навантаження; H – висота робочої частини зразка; t_0 – товщина робочого перешийка зразка; $Y(\lambda, f_c) = \left[0{,}22 + 6{,}29\lambda - f_c\left(1{,}2\lambda + 1{,}34\right)\right]$ – безрозмірна функція, яка враховує геометричні параметри зразка та тертя берегів тріщини; $\lambda = \frac{l}{b}$ – відносна довжина тріщини, $0{,}4 \le \lambda \le 0{,}8$; f_c – коефіцієнт тертя берегів тріщини.

При оцінюванні величини K_{IImax} розмір пластичної зони не повинен перевищувати 10 % від дожини тріщини.

Для отриманої сукупності точок у системі координат з подвійною логарифм-мічною шкалою відповідного масштабу будують КДВР матеріалу як залежність швидкості підростання тріщини від максимального КІН циклу (рис. 3), де по осі ординат відкладають υ_i, а по осі абсцис – $K_{\text{II}maxi}$. На діаграмі обмежують лініями область розсіяння точок по осі ординат, визначають найбільшу і найменшу швидкість росту тріщини за даного $K_{\text{II}max}$ по осі абсцис та апроксимують кривою отримані у смузі розсіювання

експери-ментальні точки.

Якщо якісь із цих вимог на певній ділянці КДВР не виконуються випробування на цій ділянці повторюють.

Із КДВР визначають основні характеристики циклічної тріщиностійкості матеріалів: $K_{\text{II}th}$, $K_{\text{II}fc}$, $K_{\text{II}1\text{-}2}$, $K_{\text{II}2\text{-}3}$, n, K_{II}* Характеристики n, K_{II}* необхідні як параметри рівняння (5), що апроксимує середню ділянку (швидкість – $5\cdot10^{-8}$...$5\cdot10^{-6}$ м/цикл) КДВР, побудовану в логарифмічних координатах.

Використовуючи значення υ_i і $K^*_{\text{II}\max i}$ розраховують параметри n і K_{II}* за формулами:

$$n = \frac{\sum\limits_{i=1}^{k} x_i y_i - k\bar{x}\cdot\bar{y}}{\sum\limits_{i=1}^{k} x_i^2 - k\bar{x}_i^2}; \qquad \lg K^*_{II} = x - \frac{\bar{y} + y^*}{n}\sqrt{b^2 - 4ac}, \tag{4}$$

де $x = \lg K_{\text{II}\max}$; $y = \lg\upsilon$; $\bar{x} = \frac{1}{k}\sum\limits_{i=1}^{k} x_i$; $\bar{y} = \frac{1}{k}\sum\limits_{i=1}^{k} y_i$; y* = 7, якщо υ задано в м/цикл; k – число циклів у розрахунковому інтервалі.

Параметр K^*_{II} має фізичний зміст найбільшого КІН циклу при швидкості росту тріщини $\upsilon^* = 10^{-7}$ м/цикл і поряд з n є самостійною характеристикою матеріалу. Середня ділянка діаграми симетрична відносно її точки (K^*_{II}, $\upsilon^* = 10^{-7}$ м/цикл).

Для отримання за постійної асиметрії циклу навантаження порогового КІН $K_{\text{II}th}$ навантаження знижують до тих пір, коли тріщина не росте протягом 10^6 тис. циклів. Потім КІН поступово збільшують. Отримані результати будуть достовірними, якщо швидкість росту втомної тріщини під час зниження і підвищення навантаження лежить в одній смузі розсіювання.

Для отримання циклічної в'язкості руйнування (критичного КІН) $K_{\text{II}fc}$ фіксують навантаження і довжину тріщини, які відповідають руйнуванню робочої частини зразка. КІН $K_{\text{II}fc}$ рекомендовано визначати за швидкості росту втомної тріщини вище 10^{-6} м/цикл за довжини тріщини $l = (0{,}5\ldots0{,}6)b$.

При відсутній або слабо вираженій першій та третій ділянці КДВР пороговий КІН $K_{\text{II}th}$ приймають рівним $K_{\text{II}1\text{-}2}$, а критичний $K_{\text{II}fc}$ відповідно $K_{\text{II}2\text{-}3}$.

Характеристики $K_{\text{II}1\text{-}2}$, $K_{\text{II}2\text{-}3}$ визначають графічною побудовою як абсциси точок кривої нижче і вище прямолінійної ділянки, де тангенс кута нахилу дотичної до кривої збільшується на 25 % в порівнянні з n.

На кінцевому етапі обробки результатів випробувань отримані основні та додаткові характеристики циклічної тріщиностійкості уточнюють, апроксимуючи середню ділянку діаграми втомного руйнування аналітичним виразом

$$\upsilon = \upsilon^*\left(\frac{K_{II\max}}{K^*_{II}}\right)^n, \tag{5}$$

де $\upsilon^* = 10^{-7}$ м/цикл.

Апробація методики та аналіз результатів досліджень. За розробленою методикою було виконано дослідження втомного руйнування поперечним зсувом конструкційної сталі 65Г (гартування з 820ºС в оливу, відпуск за (500, 600)ºС) і побудована КДВР сталі 65Г після різних ТО в координатах «максимальний КІН $K_{\text{II max}}$ – швидкість РВТ V». (рис. 5). На основі діаграми розраховано характеристики циклічної тріщиностійкості сталі та проведено апроксимацію експериментальних результатів (табл.).

Побудовані діаграми (рис. 5) мають похилу S-подібну форму з чітко вираженими ділянками, на яких можна визначити пороговий та критичний КІН. Як видно з діаграми зі збільшенням міцності сталі проявляється тенденція наближення кривих до лінії, паралельної осі ординат. Слід зауважити, що для КІН $K_{\text{II max}}$= 45 МПа$\sqrt{\text{м}}$, та швидкостей РВТ $\upsilon = 7\cdot10^{-7}$ м/цикл є характерна точка, в якій КДВР сталей перетинаються.

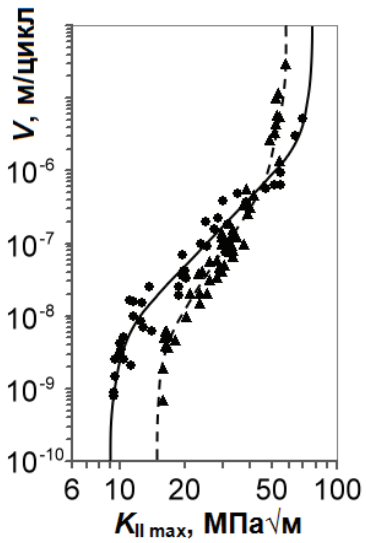


Рис. 5. КДВР сталі 65Г після гартування з 820º С в оливу та відпуску за різних температур: суцільна лінія (●) – 600º С, штрихова лінія (▲) – 500º С

Із побудованих КДВР визначали основні характеристики ЦТ: поріг втоми $K_{\text{II th}}$ (за швидкості РВТ V=10^{-10} м/цикл), циклічну в'язкість руйнування $K_{\text{II}fc}$ (за υ=10^{-4}м/цикл), КІН K_{II}* у середній точці прямолінійної ділянки діаграми (за υ=10^{-7} м/цикл), а також додаткові: $K_{\text{II }1\text{-}2}$ та $K_{\text{II }2\text{-}3}$, які вказують на початок та кінець середньої ділянки діаграми. Середню ділянку діаграм апроксимували рівнянням (6) у вигляді степеневої залежності:

$$\upsilon = C(K_{\text{II max}})^n, \qquad (6)$$

де C та n – параметри, які характеризують положення КДВР відносно осі абсцис та кут нахилу діаграми до осі ординат відповідно.

Таким чином за розробленою методикою, яка є основою проекту ДСТУ, визначено характеристики циклічної тріщиностійкості (табл.) та показано, що зі зниженням температури відпуску сталі з 600 до 500º С поріг втоми $K_{\text{II}th}$ збільщується з 9 до 14,8 МПа√м, а циклічна в'язкість руйнування $K_{\text{II}fc}$ змешується з 76 до 58 МПа√м. Степеневий показник n рівняння (6) зростає з 3,154 до 4,691. Також слід зазначити, що коефіцієнт тертя берегів тріщини (ТБТ) f_c зростає з 0,48 до 0,72.

Характеристики ЦТ сталі 65Г після різних ТО								
Гартув. з 820º С в оливу та відп. за темп. $t_{\text{відп}}$, ºС	Коеф. ТБТ	Характеристики ЦТ					Параметри рівняння середньої ділянки КДВР	
	f_c	$K_{\text{II }th}$	$K_{\text{II }1\text{-}2}$	K_{II}*	$K_{\text{II }2\text{-}3}$	$K_{\text{II}fc}$	C_{II}	n
		МПа√м					(МПа√м)$^{-n}$× ×м/цикл	
600	0,48	9,0	14	25	50	76	$3{,}935\cdot10^{-12}$	3,154
500	0,72	14,8	18	32	43	58	$9{,}764\cdot10^{-15}$	4,691

Зміст проекту нормативного документа відповідно до технічного завдання на його розроблення погоджено з: НДІ стандартизації ДП «УкрНДНЦ, технічним комітетом стандартизації ТК 81 «Стандартизація методів контролю механічних, металографічних і корозійних випробувань металопродукції», Інститутом електрозварювання ім.. Є.О. Патона НАН України.

На розроблений проект стандарту **отримано позитивні відгуки** та деякі зауваження ряду провідних науково-дослідних організацій.

Розроблений нормативний документ відноситься до групи нормативних документів (77.040.10), за якими визначають механічні характеристики матеріалів за дії різних чинників і є логічним продовженням стандартів з визначення статичних та динамічних характеристик тріщиностійкості за нормального відриву та поздовжнього зсуву. Його застосування разом з іншими НД забезпечує різносторонню та коректну оцінку властивостей матеріалів (за статичного чи циклічного розтягання, стискання, зсуву, а також їх сумісної дії).

Після експертизи справи проекту НД та його літературного редагування згідно з Договором № 231.3/2.3-798 від 01.09.2015 р. з УкрНДНЦ проект ДСТУ поступить на затвердження та державну реєстрацію.

Втори висловлюють подяку академіку НАН України В.В. Панасюку за підтримку виконання проекту та корисні поради при його обговоренні.

Висновки

1. Розроблено проект ДСТУ для визначення характеристик циклічної тріщиностійкості матеріалів за поперечного зсуву.

2. Цей стандарт можна застосовувати для розрахунку деталей транспортних машин та елементів конструкцій, які працюють в умовах поперечного зсуву – залізничний транспорт, морський транспорт, бурове обладнання та ін.

3. Застосування стандарту дасть можливість вибрати матеріали з оптимальними характеристиками опірності втомному руйнуванню поперечним зсувом для розроблення рівноміцних безпечних конструкцій за заданих умов експлуатації; оптимізувати вибір матеріалів при конструюванні та ремонтно-відновлюваних роботах для забезпечення надійності експлуатації конструкції; розраховувати міцність елементів конструкцій з урахуванням їх дефектності та умов експлуатації.

4. Такі розрахунки дозволять проводити експертну оцінку та аналіз причини руйнування елементів конструкцій за поперечного зсуву на основі підходів механіки руйнування за характеристиками ЦТ металів, визначених з кінетичних діаграм втомного руйнування; прогнозувати їх залишкову міцність з урахуванням вибраних матеріалів, регламентувати визначення характеристик тріщиностійкості.

Застосування стандарту зменшить собівартість та матеріалоємність розроблюваних конструкцій, знизить рівень ризику аварійності при роботі машин та агрегатів, підвищить рівень безпеки життя споживачів продукції.

1. *Bold P. E., Brown M. W., Allen R. J.* Shear mode crack growth and rolling contact fatigue // Wear – 1991. – 144, № 1–2. – P. 307–317.
2. *Otsuka A., Fujii Y., Maeda K.* A new testing method to obtain mode II fatigue crack growth characteristics of hard materials // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures – 2004. – 27, № 3. – P. 203–212.
3. *Murakami Y., Sakae C., Hamada S.* Mechanism of rolling contact fatigue and measurement of ΔK_{IIth} for steels // Engineering Against Fatigue / Ed. Beynon J. H., Brown M. W., Lindley et al. – Rotterdam: A. A. Balkema Publ., 1999. – P. 473–485.
4. *Нормативи* на сталі для суцільнокатаних високоміцних залізничних коліс / ПанасюкВ.В., Осташ О.П., Андрейко І.М., Кулик В.В., Дацишин О.П., Іваницький Я.Л., Глазов А.Ю., Ленковський Т.М., Ваврух В.І. // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин. – Київ: Інститут електрозварювання ім. Е.О. Патона НАН України, 2012. – С. 594-598.
5. *ГОСТ 25.506-85.* Расчёты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. – М.: Гос. Ком. СССР по стандартам, 1985. – 60 с.
6. *Проблемы* прочности, долговечности и надёжности продукции машиностроения. Методы механических испытаний материалов. Определение характеристик трещиностойкости при циклическом нагружении. Методические указания / Ред. Е. А. Клочкова. – Москва, 1993. – 54 с.
7. *Пат.* на корисну модель № 74163. Зразок для визначення характеристик циклічної тріщиностійкості конструкційних матеріалів за поперечного зсуву / Іваницький Я.Л., Ленковський Т.М., Штаюра С.Т., Мольков Ю.В. – Опубл. 2012, Бюл. № 20.
8. *Патент* на корисну модель № 73715. Установка для утворення втомної тріщини поперечного зсуву в балковому зразку / Іваницький Я.Л., Штаюра С.Т., Ленковський Т.М., Мольков Ю.В., Квашнєвський Ю.І. – Опубл. 2012, Бюл. № 19.
9. *Степан Штаюра, Тарас Ленковський.* Методичні рекомендації для визначення характеристик циклічної тріщиностійкості матеріалів за поперечного зсуву / Зб. праць 5-ї Міжнар. конф. «Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій», 24-27 червня 2014 р. – Львів-2014. – С.187-194.

ПРОЕКТ 9.6

Підготовка науково-технічного посібника «Ремонтно-зварювальні технології для подовження ресурсу конструкцій з високоміцних сталей»

УДК 621.791.75.052:669.14.018.295

ВПЛИВ ТЕРМОДЕФОРМАЦІЙНИХ ПРОЦЕСІВ ЗВАРЮВАННЯ ТА ЗОВНІШНЬОГО ЦИКЛІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ НА СТРУКТУРУ І ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СТАЛІ 10Г2ФБ

В.Д. ПОЗНЯКОВ, чл.-кор. НАН України, **А.О. МАКСИМЕНКО**, мол. н. с.
(Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України)

Представлені результати експериментальних досліджень впливу термічних циклів зварювання і циклічного вантаження вигином на структуру та властивості металу зони термічного впливу зварних з'єднань сталі 10Г2ФБ. Показано, що зміни структури і зниження механічних характеристик сталі відбувається спочатку в процесі зварювання при виготовленні конструкцій, а потім при їх експлуатації під впливом циклічних навантажень.

Ключові слова: *сталь 10Г2ФБ, модельні зразки, термічні цикли зварювання, зона термічного впливу, циклічне навантаження, структура, міцність, пластичність, ударна в'язкість*

Останніми роками при виготовленні зварних металоконструкцій в машинобудуванні, суднобудуванні, мостобудуванні, вагонобудуванні широко використовуються конструкційні сталі класу міцності С440-С490 і вище [1-3]. Оптимальне поєднання міцності, в'язкості та пластичності в таких сталях досягається за рахунок їх легування марганцем, кремнієм, нікелем, хромом, мікролегування ванадієм, алюмінієм, ніобієм, а також за рахунок оптимізації технології виробництва прокату.

Відомо, що структура і властивості сталі можуть змінюватися (деколи істотно) під впливом термічних циклів зварювання [4, 5]. У зварних з'єднаннях до таких змін найсильніше схильна ділянка перегріву металу зони термічного впливу, тобто та частина основного металу, яка примикає до шва і, яка в процесі зварювання нагрівається до температур 1300 – 1150 ^{o}С. Подальші зміни параметрів структури металу, а відповідно і його властивостей, відбуваються вже в процесі експлуатації конструкцій під впливом зовнішніх сил. Найбільш активно такі зміни відбуваються в зонах концентрації напруженості [6]. У зварних з'єднаннях це ділянка переходу від шва до основного металу. Саме в цій зоні зварного з'єднання розташовані геометричні зміни форми з'єднання, і структурні зміни металу, пов'язані з формуванням різних за складом структур у шві та у зоні термічного впливу (ЗТВ), а також наявні концентратори напружень [7].

У даний час вплив термічних циклів зварювання на структуру і властивості металу ЗТВ найчастіше вживаних в промисловості сталей вже вивчено досить ґрунтовно, зокрема в технічній літературі нагромаджено технічні дані з питань впливу на пошкоджуваність металу підданого дії циклічних навантажень [6, 8, 9]. Проте найчастіше такі дослідження проводилися стосовно впливу циклічного навантаження на параметри структури металу. Водночас практично відсутня інформація про те, як в результаті дії таких навантажень міняються його механічні властивості зварного з'єднання.

У зв'язку з цим метою цього науково-технічного посібника є на прикладі однієї з конструкційних сталей прослідити як змінюється структура металу ЗТВ зварних з'єднань при зварюванні та в подальшому під дією циклічного навантаження. Крім цього розробити метод оцінювання впливу зазначених факторів на статичну міцність, в'язкість, пластичність і магнітні характеристики зварного з'єднання.

Методика проведення досліджень. Об'єктом досліджень вибраний метал ділянок перегріву ЗТВ зварних з'єднань. Виготовляли стандартні зразки для механічних випробувань двох типорозмірів: 12х12х150 мм і 18х18х150 мм, які оброблялися по термічному циклу зварювання (ТЦЗ). Для моделювання ТЦЗ зразки нагрівалися струмом, що проходив через зразок до температури 1250 ^{o}С (швидкість нагріву

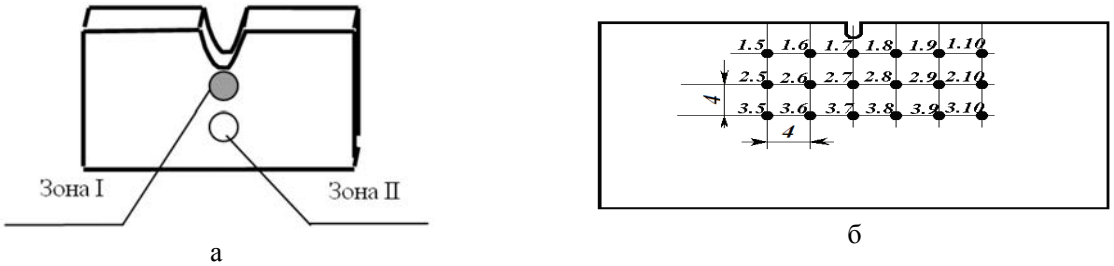
© В.Д. ПОЗНЯКОВ, А.О. МАКСИМЕНКО, 2015

150 °С/с), а потім охолоджувалися за заданою програмою. За рахунок регулювання інтенсивності обдування зразків інертним газом швидкість їх охолоджування в інтервалі температур 600–500 °С ($W_{6/5}$) змінювали від 3 до 21 °С/с. З оброблених згідно циклу ТЦЗ заготовок розміром 12х12х150 мм виготовлялися мікрошліфи для металографічних досліджень і стандартні зразки (тип III по ГОСТ 1497-73) для випробувань на статичний розтяг і (тип 11 по ГОСТ 9454-78) для випробувань на ударний вигин.

Вплив на структуру і властивості металу ЗТВ сталі за умов циклічного навантаження згинанням проводили з використанням зразків розмірами 18х18х150 мм, які охолоджувалися із швидкістю $W_{6/5}$ = 10 °С/с. Для того, щоб модельний зразок мав зону, в якій відбувається концентрація напружень, на одній з його площин був нанесений надріз типу Менаже шириною 2 мм, глибиною 3,5 мм з радіусом округлення у вершини 1 мм.

Випробування зразків на втому проводили на втомній машині малої потужності марки УММ-1. Зразки піддавали циклічному навантаженню на згин з симетричним циклом з частотою 35 Гц і амплітудою циклу 120 МПа. Щоб прослідити, які зміни в структурі металу зварного шва відбуваються в процесі циклічного навантаження, на одній з граней цих зразків робили мікрошліф. Частину зразків досліджували в стані після багаторазового переполірування, а іншу частину – після травлення.

Структуру та її параметри (D_3) досліджували методом оптичної мікроскопії, використовуючи мікроскоп Неофот-32, а параметри тонкої структури (ширина рейок (h_p), розмір фрагментів ($d_{фр}$) і щільності дислокацій (ρ)),отримані за результатами досліджень з використанням методу трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) на приладі JEM-200 CX за прискорюючої напруги 200 кV. Досліджувані зони зразків вказані на рис. 1, *а*.



а б

Рис. 1. Зони, стосовно яких виконувалися металографічні дослідження (а) та проводились заміри нормальної складової напруженості магнітного поля (б)

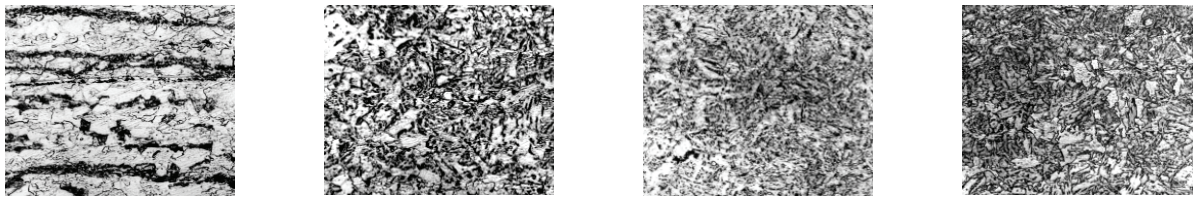
Для аналізу впливу циклічного вантаження згином на деякі механічні характеристики металу ЗТВ зварних з'єднань сталі 10Г2ФБ була використана експериментальна база даних, отримана за результатами досліджень, виконаних з використанням оптичної і аналітичної растрової електронної мікроскопії, а також результати випробування зразків на ударний згин. Це дозволило оцінити вклад кожного із структурних параметрів на зміну інтегрального показника границі текучості ($\sigma_т$) металу в стані після обробки по термічному циклу зварювання і після циклічного навантаження при досягненні 21000 циклів напрацювання, а також визначити вплив циклічного навантаження на опірність металу ЗТВ сталі 10Г2ФБ ударним навантаженням.

При розрахунку границі текучості металу брали до уваги той факт, що у відповідності із залежністю Арчарда, інтегральне значення границі текучості металу є таким, що складається з дії декількох чинників. Перш за все, це зміцнення, яке виникає від опору кристалічної решітки металу руху дислокацій (напруга Пайерлса-Набарро); зміцнення твердого розчину легуючими елементами і домішками; зміцнення за рахунок зміни розмірів зерен або субзерен у відповідності з залежністю Холла-Петча; дислокаційного зміцнення, обумовленого взаємодією між дислокаціями тощо.

Щоб оцінити, як структурні зміни в металі впливають на його здатність чинити опір ударним руйнуванням, з модельних зразків виготовляли стандартні зразки з гострим надрізом типа Шарпі для випробувань на ударний згин. Надріз у зразках здійснювали так, щоб його вершина була розташована в зоні найбільшої пластичної деформації (зона I на рис. 1, а). Враховуючи той факт, що найбільш помітне зниження показників ударної в'язкості в оброблених по термічному циклу зразках відбувається за від'ємних температур, їх випробування проводили при температурі мінус 40 °С.

Вплив циклічного завантаження на магнітні властивості металу вивчали з використанням методу магнітної пам'яті [10] за допомогою приладу ІКНМ-2ФП. Для цього після певної кількості циклів вантаження, в зонах модельного зразка вказаних на рис. 1, б, проводили виміри розподілу магнітного поля. При вимірі фіксували нормальну складову магнітного поля H_ρ, а потім відповідно до формули $K_{ин} = dHp/dl$ (l – відстань між окремими точками на шляху руху ферозондового давача) обчислювали градієнт інтенсивності напруженості магнітного поля.

Результати досліджень і їх обговорення. Зразки для досліджень виготовляли з листового прокату стали 10Г2ФБ товщиною 18,7 мм наступного хімічного складу, у %: C-0,08; Si-0,249; Mn-1,57; V-0,05; Nb-0,05; [N]-0,006; S-0,007; P-0,013. В стані постачання (контрольоване плющення) сталь має феритно-бейнітну структуру з невеликою кількістю перліту (рис. 2, а) і володіє такими механічними властивостями: $\sigma_т$ = 531…581 МПа; $\sigma_в$ = 610…660 МПа; δ_5 = 24,8…26,3 %; ψ = 62,0…64,8 %, KCU^{-60} = 220…324 Дж/см^2; KCV^{-60} = 204…300 Дж/см^2.



а б в г

Рис 2. Мікроструктура сталі 10Г2ФБ у вихідному стані (а); після оброблення за термічним циклом зварювання (б, в, г) де: б – $W_{6/5}$ = 3 ^{0}C/c; в – $W_{6/5}$ = 9 ^{0}C/c; г –$W_{6/5}$ = 21 ^{0}C/c (x500)

Металографічні дослідження модельних зразків показали, що в інтервалі швидкостей охолоджування 3 – 21 ^{o}C/c, структура металу на ділянці перегріву ЗТВ зварних з'єднань сталі 10Г2ФБ може змінюватися від феритно-перлітної до бейнітної. При швидкості охолоджування $W_{6/5}$ = 3 ^{o}C/c в металі формується грубозерниста структура з виділеннями по границях зерен доевтектоїдного полігонального фериту і перліту. Усередині зерен формується глобулярний бейніт двох морфологічних різновидів: низьковуглецевий (високотемпературний) з мікротвердістю 1850…2030 МПа і низькотемпературний (високовуглецевий) бейніт, що має мікротвердість 2140…2430 МПа (рис. 2, б). Зрідка усередині зерен спостерігається голчаний ферит з орієнтацією по Відманштетту.

Із збільшенням швидкості охолодження зразків до 9 ^{o}C/c умови для процесу гомогенізації аустеніту стають менш сприятливими. У зв'язку з цим в структурі сталі в порівнянні з швидкістю охолоджування 3 ^{o}C/c зменшується кількість доевтектоїдного полігонального фериту і низьковуглецевого бейніту (H_μ 1920…1970 МПа), але за рахунок цього збільшується кількість високовуглецевого бейніту з H_μ = 2110…2360 МПа (рис. 2, в). Перлітне перетворення в металі майже повністю пригнічується, а його структура подрібнюється.

У структурі, яка сформувалася на ділянці перегріву ЗТВ стали 10Г2ФБ при $W_{6/5}$ = 21 ^{o}C/c, спостерігається подальше зменшення розмірів її складових. Доевтектоїдний полігональний ферит по границях зерен в такому металі зустрічається вкрай рідко. Основною складовою його структури є низькотемпературний глобулярний бейніт з H_μ = 2100…2360 МПа. Рідше в ньому спостерігається високотемпературний бейніт з H_μ = 1820…2030 МПа.

Оскільки структурний стан визначає механічні властивості металу, то цілком закономірно, що внаслідок дії ТЦЗ, відбулася зміна не тільки його структури, а й статичної міцності та ударної в'язкості (рис. 3, а, в). Практично не змінилася при цьому пластичність металу ЗТВ (рис. 3, б).

Як свідчать дані, наведені на рис. 3, під впливом ТЦЗ може відбуватися як зміцнення, так і знеміцнення металу. Знеміцнення спостерігається в зразках, що охолоджувалися з швидкістю меншою ніж 9 ^{o}C/c, тобто в тих випадках, коли в ньому формується грубозерниста структура з виділеннями по границях зерен доевтектоїдного полігонального фериту і перліту. Характерним для металу з такою структур є і те, що він, за наявності гострого концентратора напружень, погано опирається ударним навантаженням при низьких температурах. За умов збільшення $W_{6/5}$ понад 9 ^{o}C/c границя текучості і тимчасовий опір металу розриву зростають. Підвищується при цьому також його холодостійкість.

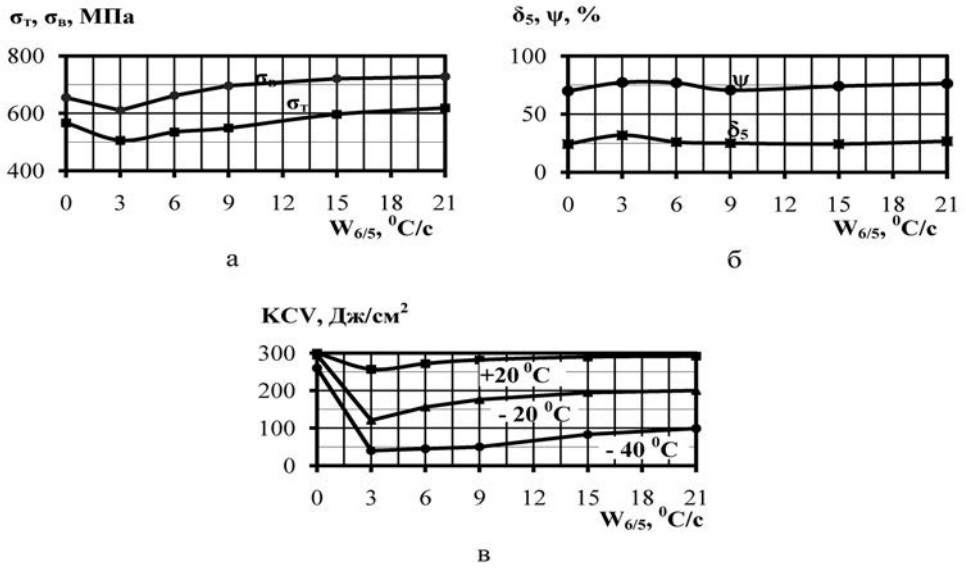
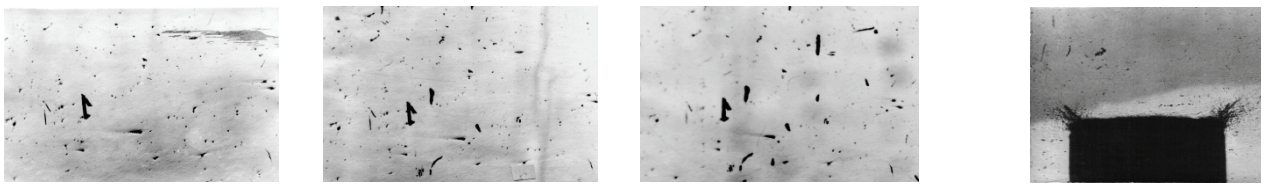


Рис. 3. Вплив швидкості охолодження на показники статичної міцності (а), пластичності (б) та ударної в'язкості (в) металу ЗТВ сталі 10Г2ФБ

Таким чином, результати даного етапу досліджень підтвердили той факт, що перші зміни механічних властивостей металу ЗТВ сталі 10Г2ФБ відбуваються вже на стадії виготовлення металоконструкцій. Пов'язані вони з зміною структури в металі даної ділянки зварних з'єднань, які відбуваються під впливом термодеформаційних циклів зварювання.

Подальші дослідження зміни параметрів структури і властивостей металу ЗТВ сталі 10Г2ФБ здійснювали шляхом циклічного навантаження згином. Вони показали наступне. За вказаних вище умов циклічного навантаження тріщини втоми в зразках утворювалася після 21000 циклів вантаження (N_{fr}). Їх виникненню передують зміни в структурі металу - утворення стійких смуг ковзання, поява екструзій і інтрузій.

Незначні зміни в структурі металу модельних зразків, утворення невеликої кількості стійких смуг ковзання, спостерігалося при напрацюванні 7000 циклів вантаження ($N = 0{,}35N_{Fr}$, рис. 4, а). Із збільшенням кількості циклів вантаження до 10000, а потім до 15000 циклів ($N = 0{,}50N_{Fr}$ и $N = 0{,}70N_{Fr}$. відповідно) інтенсивність втомного пошкодження металу модельних зразків також збільшується (рис. 4, б, в). Це виявилося в зростанні кількості стійких смуг ковзання і в появі екструзій і інтрузій. При цьому стійкі смуги ковзання збільшилися в розмірах, ускладнилася їх конфігурація і зросла густина їх розподілу на поверхні зразків. Слід відзначити, що втомні пошкодження і структурні зміни в досліджених зразках носять локальний характер. Найбільша кількість стійких смуг ковзання спостерігається біля надрізу (зона I) і в центральній (осьовий) частині зразка (зона II). У зв'язку з цим саме ці зони вивчалися детально при виконанні подальших металографічних досліджень, направлених на вивчення впливу циклічного навантаження на параметри структури і її мікротвердість.



г, х30

Рис. 4. Динаміка накоплення втомних пошкоджень в модельних зразках: а – $0{,}45N/N_{Fr}$; б - $0{,}70N/N_{Fr}$; в - $0{,}80N/N_{Fr}$; г - N_{Fr}

В результаті досліджень встановлено, що в зразках, які оброблялися за технологією термічного циклу зварювання, але не піддавалися циклічному навантаженню (вихідний стан), структура металу біля надрізу та в центрі зразка, складається з бейніту верхнього ($Б_в$), бейніту нижнього ($Б_н$) і феритних компонентів ($Ф_{от}$). У зоні I розмір зерна $Б_в$ знаходиться в діапазоні 100 – 300 мкм (рис. 5). Розміри зерна $Б_н$ змінюються від 80 до 180 мкм, а ширина $Ф_{от}$ від 5 до 10 мкм. Мікротвердість (HV) $Б_в$ знаходиться в діапазоні 2370...2570 МПа, а $Б_Н$ - 2630...2940 МПа.

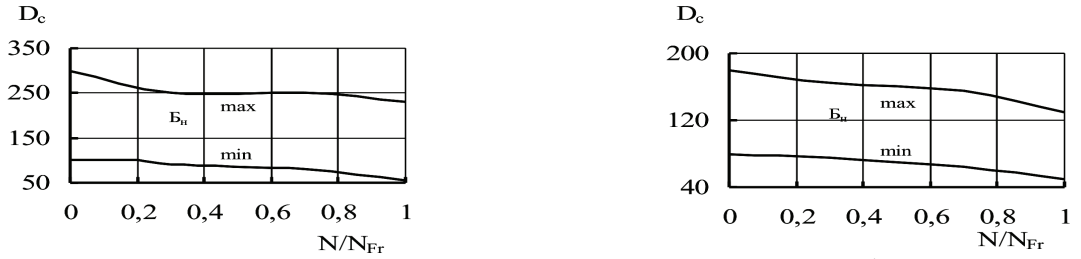


Рис. 5. Вплив циклічного вантаження згином на зміну параметрів структури бейніту нижнього (а) і бейніту верхнього (б) в зоні І модельних зразків сталі 10Г2ФБ

Аналогічна за складом структура сформувалася і в середній частині зразка, але вона має дещо інші параметри і мікротвердість. У зоні ІІ розмір зерна $Б_в$ становить 150...350 мкм, а $Б_Н$ - 120...300 мкм. Мікротвердість $Б_в$ знаходиться в межах 2140...2440 МПа, а $Б_Н$ - 2500...2750 МПа. Тобто в зоні ІІ (у центрі зразка) в порівнянні з зоною І (біля надрізу) спостерігається збільшення розміру зерна структурних складових на 14 % ($Б_в$) і на 32 % ($Б_н$), у той час як їх мікротвердість зменшується відповідно на 5...10 % та 5...6,5 %. Розмір $Ф_{от}$ в цих зонах залишається незмінним.

Дослідженнями за методом ТЕМ встановлено, що ширина рейок для бейніту верхнього становить $h_р$ = 0,6...2,3 мкм (зона ІІ) і $h_р$ = 0,5...1,8 мкм (зона І). Розмір фрагментів $Б_н$ в зоні ІІ знаходяться в межах 0,5...1,5 мкм, а в зоні І в межах 0,5...0,7 мкм. Щільність дислокацій в зоні ІІ становить (3...5) х10^{10} $см^{-2}$, а в зоні І збільшується до (5...7) х10^{10} $см^{-2}$ (рис. 6).

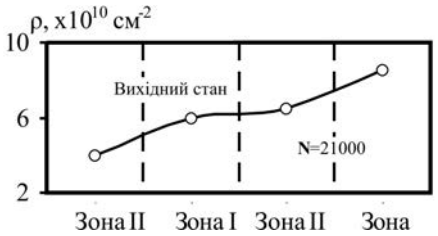


Рис. 6. Щільність дислокацій в металі модельних зразків сталі 10Г2ФБ до і після циклічного навантаження

У результаті циклічного навантаження структура металу за складом не змінюється. Це цілком закономірно, оскільки структурних перетворень при цьому не відбувається. У той же час спостерігається зменшення параметрів верхнього і нижнього бейніту відповідно від 85...260 мкм і 70...170 мкм після 7000 циклів навантаження до 60...230 мкм і 50...130 мкм після 210000 циклів навантаження. Розміри $Ф_{от}$ залишаються незмінними.

Як показали результати дюрометричних досліджень, після 7000 циклів навантаження значення мікротвердості $Б_в$ порівняно з вихідним станом (термообробка по ТЦС) практично не змінилися і знаходилися в межах 2360...2580 МПа. Натомість значення мікротвердості $Б_н$ при цьому дещо знизилися до HV 2570...2940 МПа, тобто відбулося невелике зниження даної структурної складової.

Після 15000 циклів навантаження зменшення показників мікротвердості спостерігалося вже як в нижньому, так і у верхньому бейніті, до HV 2570...2870 МПа та 2230...2580 МПа відповідно. Натомість після 21 000 циклів навантаження мікротвердість зазначених збільшилася до 2690...3000 МПа та до 2320...2630 МПа відповідно. Це цілком закономірно, оскільки, як відомо [6], під впливом циклічного навантаження метал може як знеміцнюватися, так і зміцнюватися.

Дослідженнями методом ТЕМ зразка після 21000 циклів навантаження встановлено, що ширина рейок для бейніта верхнього в зоні І знаходиться в межах 0,4...1,5 мкм, а в зоні ІІ - 0,35...1,6 мкм. Розмір фрагментів бейніта нижнього в зоні І складає 0,2...0.7 мкм, а в зоні ІІ - 0,3...1,2 мкм. Щільність дислокацій в зоні ІІ становить $\rho \sim (6...7)х10^{10}$ $см^{-2}$ і збільшується до (8...9)х10^{10} см-2 в зоні І. Слід зазначити, що найбільша щільність дислокацій спостерігається уздовж границь рейок верхнього бейніту. Після 21 тисячі циклів навантаження в локальних зонах вона збільшується до 2,5х10^{11} $см^{-2}$, що призводить до появи чітких зон локалізації деформацій і, очевидно, є однією з причин утворення тріщин.

Аналітична оцінка границі текучості металу, яка була виконана на підставі даних металографічних досліджень, показала наступне (рис. 7). У вихідному, після обробки по термічному циклу зварювання стані зразках, у середній їх частині метал має $\sigma_т \approx$ 550 МПа. Біля надрізу цей показник дещо вищий ($\sigma_т \approx$

650 МПа). Це може бути пов'язано з тим, що під час нанесення надрізу, розташований під ним метал зазнав пластичного деформування і дещо зміцнився. У результаті циклічного навантаження (після 21000 циклів навантаження) границя текучості металу зросла на 20...22%, до 820 МПа біля надрізу та до 695 МПа в середній частині зразка. Основний внесок у збільшення інтегрального значення $\sigma_т$ вносить субструктура ($\Delta\sigma_С$ ~ 262...320 МПа) дислокаційна структура ($\Delta\sigma_Д$ ~ 180 МПа). Значно в меншій мірі зміцнення металу відбувається за рахунок зміни зеренної структури ($\Delta\sigma_З$ ~ 58...66 МПа).

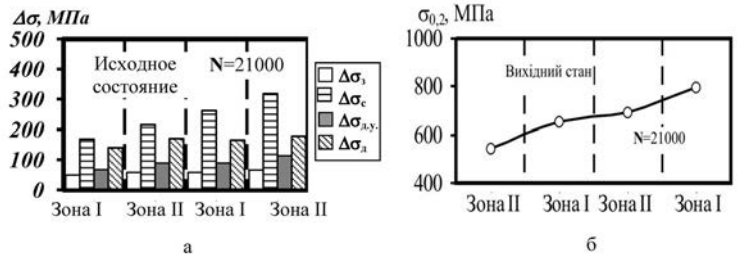


Рис. 7. Результати аналітичної диференційної (а) і інтегральної (б) оцінювання границі текучості металу ЗТВ сталі 10Г2ФБ до та після циклічного навантаження

Встановлено (рис. 8), що у вихідному стані після термічної обробки, але без циклічного вантаження, а також після циклічного вантаження до 7000 циклів випробувані зразки мали досить близькі показники ударної в'язкості 37,0…40,0 Дж/см^2. По мірі збільшення кількості циклів вантаження спостерігалося поступове зниження холодостійкості металу модельних зразків до 18...22 Дж/см^2 після 11000 циклів і до 7…8 Дж/см^2 та до 4,5…6,0 Дж/см^2 після 15000 і 21000 циклів вантаження відповідно.

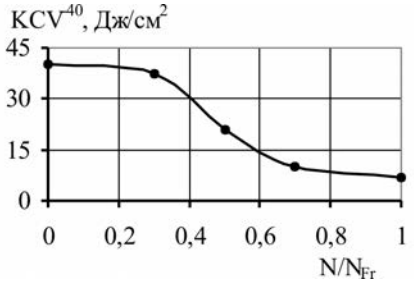


Рис. 8. Вплив циклічного навантаження на ударну в'язкість металу ЗТВ сталі 10Г2ФБ

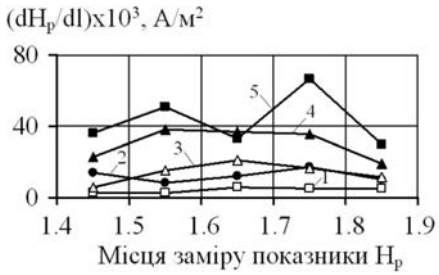


Рис. 9. Вплив циклічного (σ_a = 120 МПа) навантаження на показники $dH_ρ/dl$ оброблених по термічному циклу зварювання зразків сталі 10Г2ФБ: 1 – після розмагнічування (N = 0); 2 – N = 2500; 3 – N = 13000; 4 – N = 15000; 5 – N = 21000 циклів навантаження

Залежності, що характеризують вплив циклічного навантаження на магнітні властивості металу, наведені на рис. 9. Вони показали, що в стані після обробки зразків за термічним циклом зварки значень $H_ρ$, мають великий розкид. Пов’язано це, очевидно, з нерівномірним намагніченням зразка, в результаті його нагріву струмом. Проте вже після відносно невеликої кількості циклів вантаження відбувається вирівнювання параметрів $H_ρ$ (N = 0,1N$_{Fr}$). Деякий час значення нормальної складової магнітного поля практично не змінюються, а після значного напрацювання, коли N ≥ 0,7N$_{Fr}$, ці значення починають зростати і досягають своїх максимальних величин у момент утворення тріщини втоми (N = N$_{Fr}$ = 21000). Тим самим були підтверджені висновки, зроблені в роботі [10], про можливість використання методу магнітної пам'яті для виявлення в зварних з'єднаннях ділянок з накопиченими втомними пошкодженнями.

Висновки

1. Під впливом термічних циклів зварювання структура металу на ділянці перегріву ЗТВ зварних з'єднань сталі 10Г2ФБ може мінятися від феритно-перлітно-бейнітної при $W_{6/5}$ = 3 ^{o}C/c до бейнітної при $W_{6/5}$ = 21 ^{o}C/c.

2. Під впливом зовнішнього циклічного навантаження згинанням, параметри структури металу зменшуються, а щільність дислокацій збільшується. За рахунок цього значення границі текучості металу підвищуються на 20…22 %, а холодостійкість суттєво знижується.

3. Помітні зміни магнітних властивостей металу (в оброблених за термічним циклом зварювання модельних зразках) спостерігаються безпосередньо біля надрізу на стадії, що передує утворенню тріщини втоми.

1. *Тишаев С.И., Одесский П.Д.* Низколегированные стали нового поколения для металлических конструкций // Металлы. – 2001. – № 6. – С. 56-64.
2. *Ramirez J.E.* Characterization of high-strength steel weld metals: chemical composition, microstructure, and nonmetallic inclusions // Welding J. – 2008.-87, № 3. - P. 65-75.
3. *Экономнолегированные стали* с наномодифицированной структурой для эксплуатации в экстремальных условиях / И.В. Горынин, В.А. Малышевский, Е.И. Хлусова и др. // Вопросы материаловедения. – 2008. - № 2(54). – С. 7-19.
4. *Brozda J., Zeman M.* Weldability evaluation of a modern TMCP steel by using simulation technigues // Acta metallugica sinica. – 2000. – Vol. 13, № 1. – P. 103-111.
5. *Влияние термического цикла* сварки на структуру и свойства микролегированных конструкционных сталей / В.А. Костин, Г.М. Григоренко, В.Д. Позняков и др. // Автоматическая сварка. – 2012. - № 12. – С. 10-16.
6. *Горицкий В.М.* Диагностика металлов. – М.: Металлургиздат, 2004. – 402 с.
7. *Прочность сварных* соединений при переменных нагрузках / Под ред. В.И. Труфякова. – Киев: Наук. думка, 1990. – 256 с.
8. *Лебедев А.А., Маковецкий И.В., Музыка Н.Р., Швец В.П.* Исследование процессов деформирования и накопления повреждений в стали 10ГН2МФА при малоцикловом нагружении // Пробл. прочности. - 2008. – № 2. – С. 5-25.
9. *Бялонович А.В., Матохнюк Л.Е*. Исследование накоплений усталостных повреждений в сталях с применением Фурье-преобразования изображения структуры // Пробл. прочности. – 2011.- № 6. – С. 136-145.
10. *Горицкий В.М., Дубов А.А., Демин Е.А.* Исследование структурной повреждаемости стальных образцов с использованием метода магнитной памяти металла // Контроль. Диагностика. – 2000. - № 7. – С. 23-27.

ПРОЕКТ 9.7

Створення науково-технічного посібника «Водень і руйнування об'єктів тривалої експлуатації»

ІНДУКОВАНЕ ВОДНЕМ РУЙНУВАННЯ МЕТАЛУ ОБ'ЄКТІВ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

О.Д. СМІЯН
(Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона, НАН України)

Викладено експериментальні дані з локальних вимірювань вмісту та розподілу водню в зоні деформацій і руйнувань в околі тріщин ,водневого пошкодження в різних металах і сплавах в результаті комплексної дії тиску, температури,швидкості деформування на метал в воденьвмістному середовищі промислових об єктів тривалої експлуатації. Пропонується модель та механізм індукованого воднем руйнування металу.

Ключові слова: *водень, розподіл, напруження ,тиск, руйнування, деформація, середовище, гідрідні плівки*

Науково-технічний посібник «Водень і руйнування об'єктів тривалої експлуатації» складається з вступу та 9 розділів. Перші розділи слугують методичним, інструментальним і теоретичним підгрунтям для розгляду в наступних розділах поведінки водню і деяких нематричних елементів в конкретних об'єктах тривалої експлуатації, особливості розподілу в них водню та його вплив на службові характеристики і руйнування цих об'єктів.

У першому розділі розглянуто основні проблеми водневого матеріалознавства і визначено шляхи їх вирішення.. Подано короткий опис розроблених в ІЕЗ методів локального аналізу водню в металах з використанням як зондів –екстракторів сконцентрованого електронного променя (прилад Об-768М) та лазера (прилад ЭХО-4М). Локальність цих методів аналізу -70-150 мкм, чутливість по водню - 10^{-2} -10^{-3} ppm (10^{-6} - 10^{-7}% об) , а також інших методів локального аналізу нематричних елементів (оже-спектрометрія, мас-спектрометрія вторинних іонів тощо) на приладах LAS-2000; JAMP-9500F, а також пристосувань для спеціальних досліджень. Наведені рецепти складів розчинів для електролітичного наводнення та зауваження щодо їх використання.

У другому розділі описані основні моделі руйнування: дислокаційно-зсувні, дилатонна, автоколивальна; дислокаційно-декогезивна, гідридно- мартенситна, індукована воднем локалізована

© О.Д. СМІЯН, 2015

пластична деформація (HELP), Пропонується нова квантово- механічна модель, яка ґрунтується на концепції поверхневого стану металів і враховує процеси, що відбуваються в металі від початку експлуатації виробу до його руйнування.. Показано, що структурно-вільні хімічні елементи, які не входять до складу хімічних сполук, набувають в металі заряд і залежно від парності спинів і кількості не приєднаних електронів на валентних оболонках під час нагрівання металу рухаються до або від поверхні і в зворотному порядку під час охолодження., збагачуючи або збіднюючи її (ефект зустрічно-зворотної міграції). Виявлене явище дозволяє зрозуміти багато процесів, які відбуваються в металі під час його теплової обробки та деформування, які ведуть до окрихчення, розшарування матеріалу тощо. На рис. 1 подано приклад такого процесу, коли під час нагрівання сірка мігрує вглиб металу, а фосфор – назовні, а під час охолодження вони мігрують у зворотному порядку.

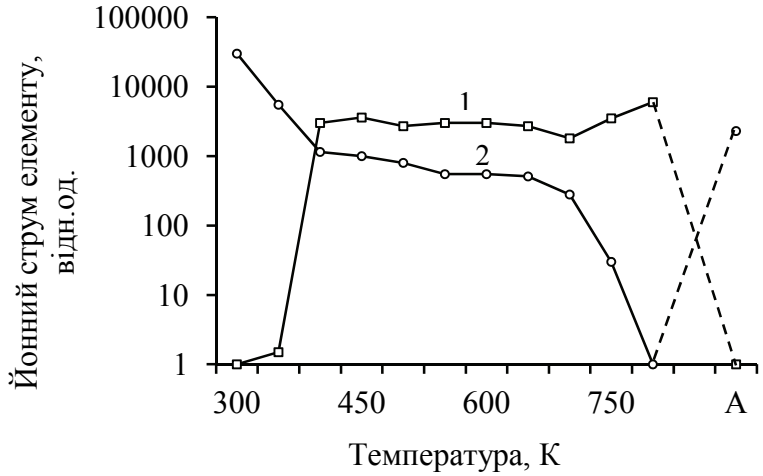


Рис. 1. Зміна інтенсивності йонних струмів фосфору (1) та сірки (2) під час нагрівання до 830 К та наступного охолодження до 300 К (А) в ультрависокому вакуумі. Сплав АДО [1.72]

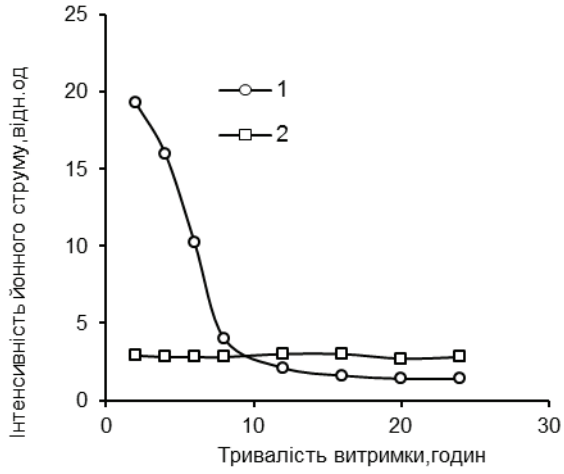


Рис. 2 Залежність інтенсивності вторинних іонів водню H^- (1) та H^+ (2) від тривалості витримки в ультрависокому вакуумі попередньо наводнених зразків сталі Ст3

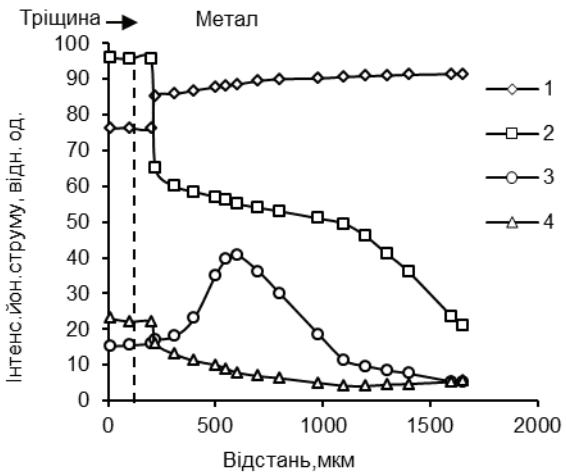


Рис. 3. Розподіл Fe^+ (1), FeH^+ (2), H^+ (3),H^- (4) по глибині металу від поверхні (стінки) тріщини. Сталь 15ГС

Тема **третього розділу** – виявлення шляхів попадання водню в метал та форм його існування в ньому. Розглядаються особливості поведінки водню–газу та під час його сорбції поверхнею металу та міграції в середині твердого тіла. Встановлено. що за певних умов водень, який знаходиться в металі, набуває квантових властивостей, що зумовлює його високу міграційну здатність, схильність декорувати поля напружень, впливати на механічні, фізичні властивості металу. В твердому тілі водень знаходиться в різних зарядових станах - як негативний (H^-) та позитивний (H^+) квазійони, які в твердому тілі набувають квантових властивостей і ведуть себе відповідно як бозон та ферміон Перший ідентифікується як дифузійно-рухливий, другий – залишковий (рис. 2). і взаємодіють вони з металом по-різному: перший

вступає в кооперативну взаємодію з металом, другий – в одночасткову. Для водня –бозону коефіцієнт дифузії на 4-5 порядків вищий за такий коефіцієнту водню-ферміону. За певних умов вони можуть перетворюватись один в одного. Водень-бозон утворює на міжфазних поверхнях в середині металу плівкові гідриди, що є основною появи холодних тріщин. Їх розподіл в металі на берегах тріщин також відрізняється (рис. 3).

У четвертому розділі розглянуті деякі сінергетичні ефекти, які викликані сумісною комплексною дією водню (зміною його концентрації), напружень, температури, складу середовища і тривалістю дії згаданих параметрів на пластичні та деформаційні властивості заліза та його сплавів в результаті зміни перелічених параметрів. Встановлено, що під час одновісного деформування розтягом міді в різних воденьвмістних середовищах проявляються хвилі деформації, які змінюють амплітуду та довжину хвиль залежно від ступеню деформування та складу середовища (рис.4). Виявлено новий вид твердих розчинів – алігаторний, який утворюють з залізом атоми з великими розмірами (аргон, кальцій тощо). Формується своєрідний композит: мікроділянки з ґраткою нового розчину і значно збільшеною кількістю октоедричних та тетраедричних пор навколо них, які є місцями нагромадження водню, що оточені чистими від домішок водню, кисню та вуглецю мікрооб'ємами. В результаті отримуємо сталь того ж хімічного складу, але з суттєво більшою і пластичністю, і міцністю. Це дозволяє зрозуміти процеси, які майже одночасно відбуваються в різних ділянках металу під дією водню, і знайти шляхи спрямованого керування ними.

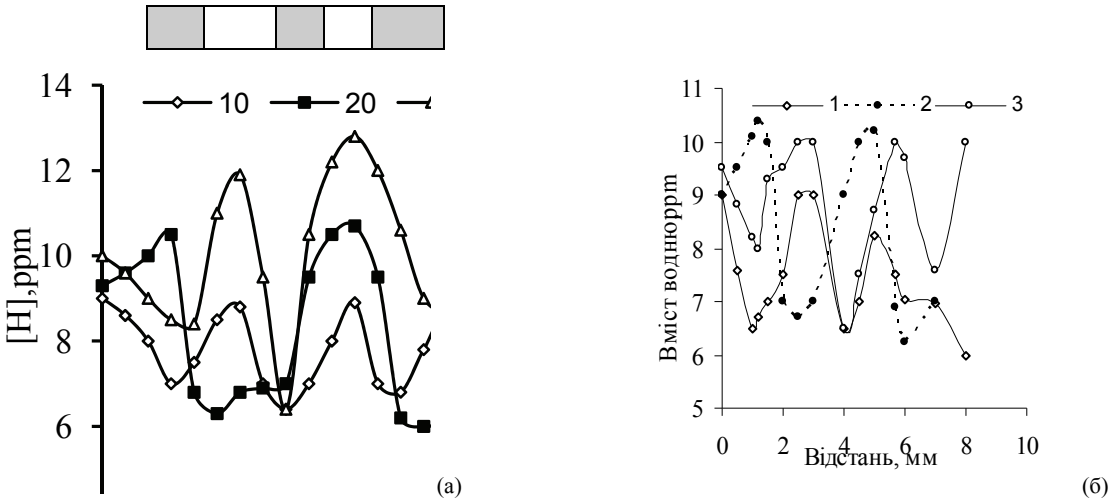


Рис. 4. Розподіл водню після різних ступенів деформування міді М0 вздовж напрямку деформації в середовищах водню (а) та структурованої води (б). На схемі (вгорі) темні ділянки – зони стиску, світлі – зони розтягу

У п'ятому розділі розглянуто питання особливостей поведінки, міграції та перерозподілу водню в металі під дією різного роду напружень та деформування металу в різною швидкістю в різних середовищах. Показано, що водень може не тільки окрихчувати метал, але й пластифікувати його Простежено поведінку водню та його взаємодія з металом після виконання різних видів зварювання тиском: - ударно-конденсаторного, тертям, контактно-стикового, вибухом тощо (рис. 5).

У шостому розділі показано, що локальна зміна хімічного складу на межах зерен та в примежовому шарі металу в результаті термічної обробки, механічного та термічного циклювання відбувається завдяки дії ефекту зустрічно-зворотній міграції водню та інших нематричних елементів, який описано в другому розділі, Показано,що навіть за від'ємних кліматичних температур коливальні процеси ведуть до зміни хімічного складу хімічних сполук,руйнуючи складні багатоатомні та збільшуючи відсоток більш простих сполук тих же елементів. Детально розглянуто процеси, які відбуваються в металі в результаті малоциклових випробовувань з різною кількістю циклів і в різних за хімічним складом середовищах в тому числі й з домішками органіки, питання міграції та перерозподілу водню, впливу його на ріст втомних тріщин. Наводнення металу прискорює ці процеси, зміщуючи їх з мікрорівня на мезо- і на макрорівень, що еквівалентно збільшенню кількості циклів коливань на кілька порядків. Паралельно здійснювали контроль зміни вмісту та розподілу O, C в зоні цих тріщин, що має важливе значення для довговічності металу. В таблиці наведено деякі результати цих досліджень.

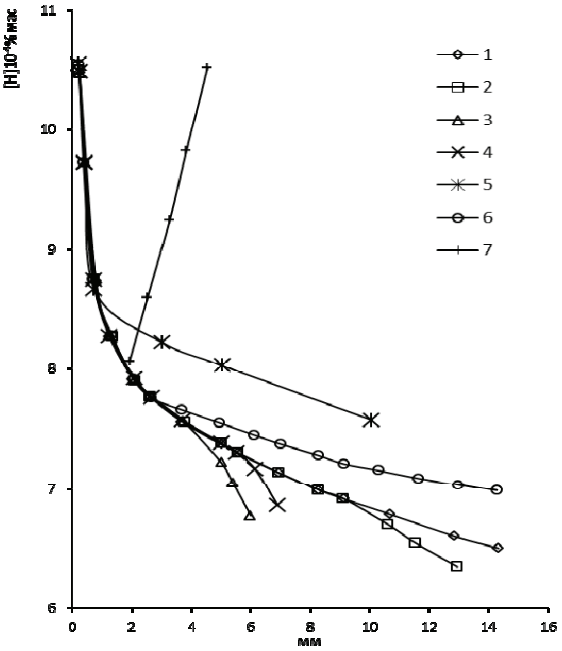


Рис. 5. Вплив радіальної деформації стінок труби, яку оброблено вибухом, на вміст водню в металі: *1* – деформація металу, на який не діяла вибухова речовина; *2* ÷ - метал, на який діяла вибухова речовина; *2* – стискання, режим А, заряд на середині труби, заповнення труби – повітря; *3* – те саме, що в п.2, але режим Б (60 % від потужності режиму А); 4 – те саме, що в п.2, але заповнення водою; *5* – те саме, що в п.3, але заряд розташовано на кінці труби; *6* – те саме, що в п.5, але режим А.; *7* – те саме, що в п.3, але при роздачі труби; *8* – вихідний метал

Сорбція домішкових елементів металом (сталь 15ГС) під час втомних випробовувань в різних середовищах

№ з/п	Параметр	1	2	3	4 (3*)	6	9
Експериментальні дані							
1	[H],ppm	3,2	5,2	38,3	37,0	105,0	97,6
2	[O],% ,мас	0,0082	0,0148	0,0162			
3	[C],% , мас	0,8	1,5	4,7		5,2	
4	L, довжина тріщини,мм	10,6	11,867	12,22	12,0	12,63	13,4
5	N, кількість циклів	363050	210700	133250	95040	103680	69120
6	T, тривалість годин	100,84	58,53	37,3	47,0	64,0	9,5
7	V, швидкість росту тріщини, мм/годину	0,105	0,203	0,328	0,255	0,197	1,411
Швидкість сорбції елементів проникнення							
8	V_1^{H} ppm/годину x10^2	3,173	8,884	102,680	78,556	164,062	1029,366
9	V_2^{H} ppm/цикл x10^5	0,881	2,468	28,743	38,931	101,273	141,203
10	V_3^{H} ppm/мм тріщ.	0,302	0,438	3,134	3,083	8,313	7,283
11	V_1^{O} % /годину, x10^5	8,132	25,286	43,431			
12	V_2^{O} %/цикл x10^8	2,250	7,024	12,158			
13	V_3^{O} % /мм.тріщ x10^3	0,773	1,247	1,350			
14	V_1^{C} ,% / годину x10^3	7,93	25,63	126,0		81 25	
15	V_2^{C} ,% /цикл, x10^5	0,220	0,712	3,527		5,015	
16	V_3^{C} % / мм. тріщ. x10^2	7,55	8,426	38,461		41,172	

Позначення. V_1^{H}. ppm/годину – швидкість сорбції елементу; V_2^{O} %/цикл x10^8 – сорбція елементу за 1 цикл; V_3^{C} % / мм. тріщ. x10^2 сорбція елементу металом стінки тріщини на 1 мм її довжини; Позиції 1-4;6;9 в таблиці: водні розчини з різною концентрацією органічної (мурашинної) кислоти (1-4), та частоит коливань (6, 9).

Розглянуто деякі особливості деградації металу в результаті таких випробовувань і утворення дефектів структури типу тріщин та поява місць пошкоджень не на поверхні, як під час малоциклових випробовувань, а на деякій відстані від неї в глибині металу. Це .важливо, оскільки такі дефекти та скупчення нематричних елементів спостерігають під час досліджень руйнування лопаток парових турбін (див. 9 розділ).

У розділі 7 розглянуто найбільш поширені пошкодження металу, які спричиняє водень як на стадії виготовлення виробів тривалого користування, так і під час їх експлуатації – воднева крихкість, флокени, пористість та корозійні пошкодження, зокрема виразки (рис. 7).

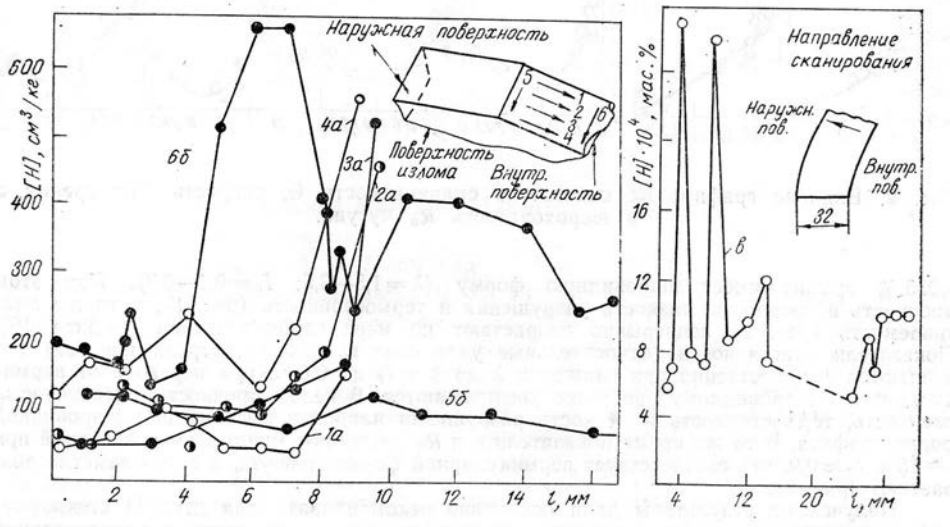


Рис. 7. Розподіл залишкового водню в металі зразків пошкодженого парогону скануванням паралельно (а, в) та перпендикулярно (б) до поверхні зламу (номери кривих відповідають напрямку сканування , яке вказане на схемі

Згадані процеси розглянуто в прикладному план, зокрема для об'єктів тривалої експлуатації (котли високого тиску теплових електростанцій, магістральні газо- та нафтогони, а також під час виготовлення об'єктів з використанням високотемпературної пайки, різних видів зварювання та переплаву з контролем вмісту та розподілу водню).

У восьмому розділі наведено результати експериментальних досліджень металу зони передруйнування біля вершини та берегів тріщин, що має важливе значення для встановлення критеріїв руйнування металу та достатня умов зародження та росту тріщин у наводненому металі. Експериментально показано,що безпосередньо перед кінчиком тріщини існує зона стиску, де локальна концентрація водню нижча за середню в металі на 50-300% (рис. 10), після якої починається ділянка пружної, потім пластичної деформації.

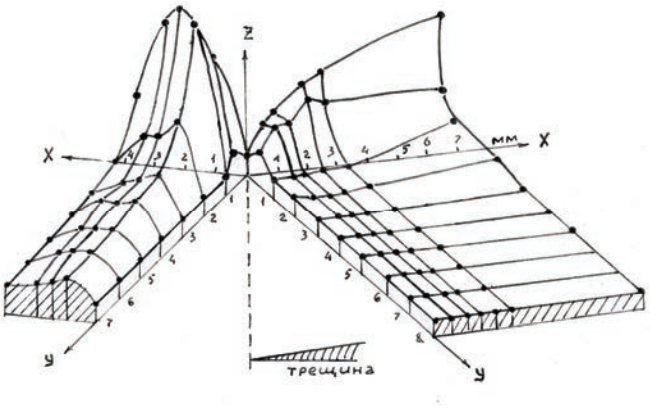


Рис. 8. Мапа об'ємного розподілу водню в околі верхівки тріщини сплаву В95пч після випробовувань на втомлюваність в натуральній морській воді

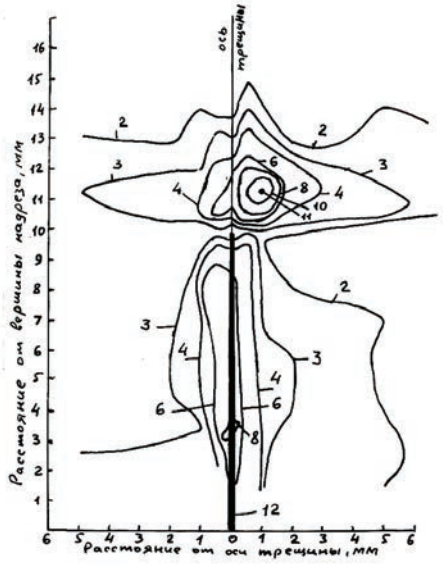


Рис. 9. Водень в околі тріщини втомлення. Сплав В95Т3. Ізоконцентрати, 10-4, м3/кг: 0,2 (1);0,3(2);0,6 (3);0,9 (4); 1,2(5);1,5(6);1,8(7); 2,5 (8);3 (9); 3,3 (10); 3,5 (11). Тріщина (12) умовно випрямлена і росте: *а* – випробовування на повітрі; *б*, *в* – в штучній морській воді; *а*, *б* – тріщина росте прямо; в-тріщина має повернути праворуч

та зона тривісних розтягуючих напружень, в якій локальна концентрація водню сягає максимуму і може значно (на порядок) перевищувати середню концентрацію (рис. 8 і 9). Пропонується модель «ножиць», яка пояснює появу всіх цих зон в області передруйнування (рис. 10).

У дев'ятому розділі розглянуто процеси деградації металу окремих промислових об'єктів в результаті їх тривалої експлуатації (елементів пароводяного тракту котлів високого та за критичного тиску (рис. 11 і 12), лопаток парових турбін (рис.13 і 14),гідролізні апарати, цистерни для перевезення оцтової кислоти, склоплавильні апарати для виробництва волоконної оптики тощо).

Рис. 10. Маркування воднем розподілу сил стиску у ЗТРН. Знакозмінне навантаження. Сталь 2

В переважній більшості цих матеріалів під час експлуатації відбулися незворотні зміни фізико-хімічних характеристик, які призводили до скорочення терміну їх безпечної експлуатації. В процесі досліджень було встановлено, що тривала експлуатація металу за підвищених температур (200-500 ^{o}C) веде до переформатування значної долі структур в металі : розчиняються поступово неметалеві первісні матричні включення, замість них утворюються нові НВ з іншим хімічним складом і з іншою проникністю і розчинністю водню. Нові зерна формуються на ланцюжках щойно утворених НВ, які розташовуються на еквіпотенціальних поверхнях. Завдяки цьому значно зменшуються напруження в металі, але з іншого боку перерозподіл водню та його поглинання з середовища за механізмом СДЕ під час експлуатації ведуть до його міграції до цих меж та НВ, що сприяє окрихченню металу.

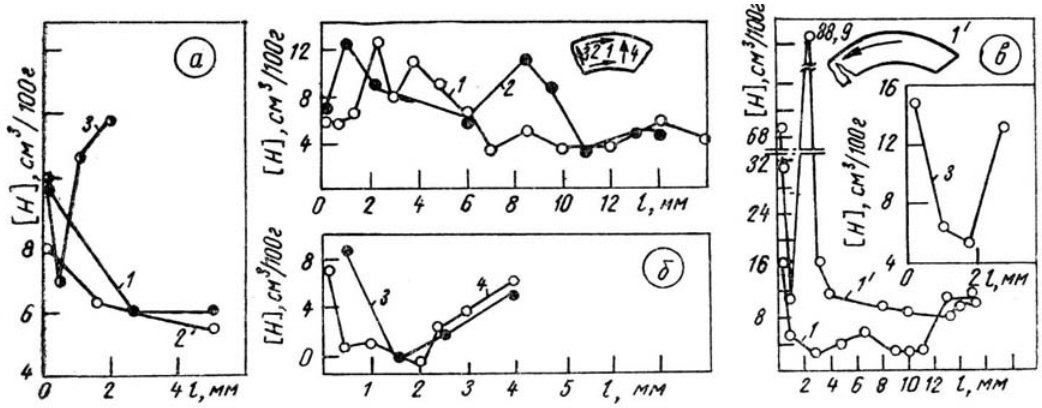


Рис. 11. Розподіл водню в ділянці пошкодженої труби гострого пару Ø273х32 мм. Сталь 12Х1МФ. Р = 14МПа; Т = 818К товщиною стінки поблизу від поверхні руйнування (1, 2 *а; б*) (–загальний аналіз) та на відстані 1,5 мм від неї (*в*) (ЛЛМА);8 та 16 мм (криві 3, 4 на *а*)

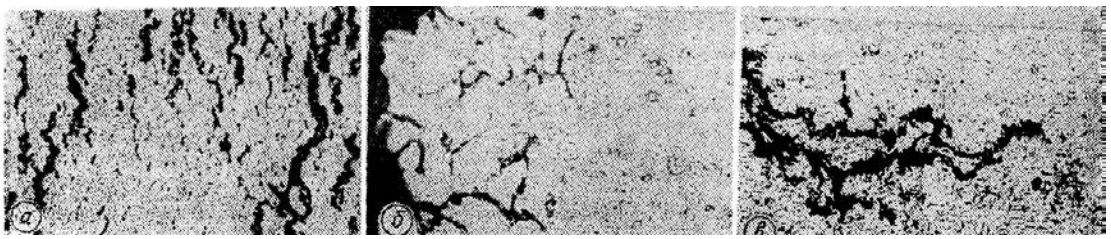


Рис. 12. Характерні тріщини в трубах ПП та необігрівних трубах ПК ВТ зі сталі 12Х1МФ, які утворилися в результаті розвитку повзучості (*а*), термічної втоми (*б*) та міжкристалітного розтріскування з наводненням металу (*в*)

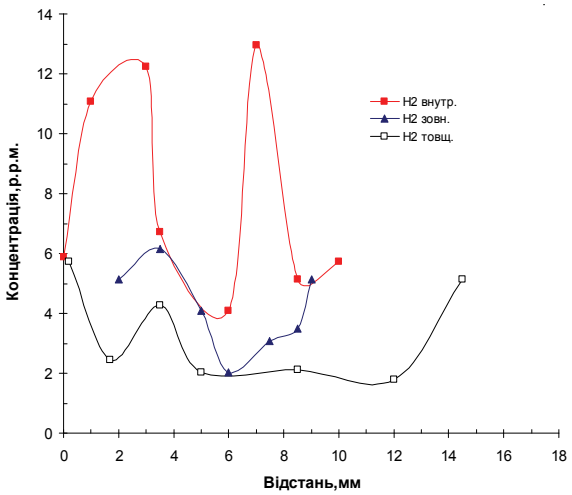
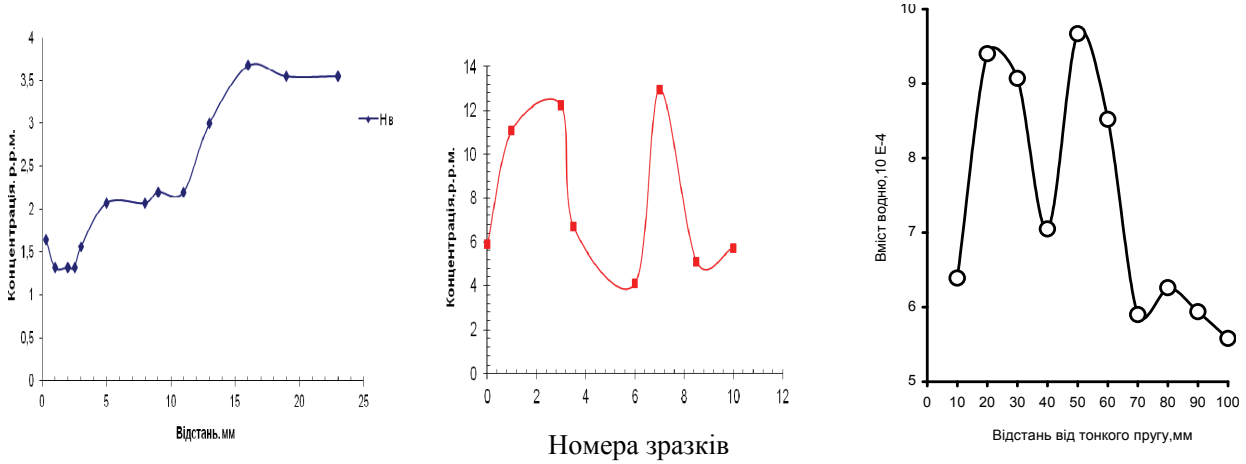


Рис. 13. Розподіл водню в зоні пошкод-жень лопатки 5 ступені ЦНТ турбіни К-300-240-ЛМЗ: 1 - поблизу поверхні втомного зламу; 2 - на віддалі 15 мм від поверхні втомного зламу; 3 - поблизу поверхні в’ язкого долому. Напрацювання 100 тис. годин



а б в

Рис. 14. Розподіл водню довжиною лопаток високого (а) та низького (б) тиску; в – шириною пера лопатки середнього тиску

Наведено пропозиції щодо прогнозування терміну безпечної експлуатації окремих промислових об’єктів.

ПРОЕКТ 9.8

Підготовка науково-технічного посібника «Методи оцінювання міцності та довговічності полімерних трубних конструкцій»

МЕТОДИ ОЦІНЮВАННЯ МІЦНОСТІ ТА ДОВГОВІЧНОСТІ ПОЛІМЕРНИХ ТРУБНИХ КОНСТРУКЦІЙ

М.Г. СТАЩУК, доктор фіз.-мат. наук, **Я.Л. ІВАНИЦЬКИЙ**, доктор техн. наук,
М.І. ДОРОШ, кандидат техн. наук
(Фізико-механічний ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України)

У науково-технічному посібнику систематизовано результати українських та зарубіжних дослідників у галузі науки про методи оцінювання міцності та довговічності полімерних трубних конструкцій. Наведені методи визначення напружено-деформованого стану великогабаритних полімерних трубних конструкцій з порожнистою стінкою для оцінювання їх міцності та ресурсу за реальних умов експлуатації. Сформульовані рекомендації для інженерної практики, що стосуються методів і засобів оцінювання роботоздатності полімерних трубних конструкцій.

Ключові слова: *напружено-деформований стан, стільникова циліндрична конструкція, полімери, мінімальна довготривала міцність, кільцева жорсткість, тріщиноподібний дефект-непровар*

Важливе місце серед технічних матеріалів, які широко використовують у інженерній практиці, належить полімерним матеріалам. Розрахунок міцності, надійності та довговічності елементів конструкцій з таких матеріалів становить одну з актуальних проблем сучасної науки про матеріали, зокрема в галузі оцінювання довговічності трубопровідних систем у різних експлуатаційних середовищах.

Застосування полімерних труб для інженерних мереж розпочалось з середини 50-х років минулого століття. Упродовж цього періоду нагромаджувались дані про їх експлуатаційну надійність. Продовжується постійне оновлення полімерних матеріалів та самих виробів із них. Так широкого впровадження у виробництві набувають полімерні трубопроводи із порожнистими стінками, що забезпечує значну економію матеріалу. У зв'язку з цим дуже важливим стає розроблення методів оцінювання міцності та довговічності таких конструкцій. В Європейських країнах для розв'язання цієї проблеми вводяться єдині стандарти, розроблені в рамках CEN (European Committee for Standardization). Вирішення цієї проблеми потребує синтезу наявних результатів, відомих у світовій практиці, а також в Україні.

Науково-технічний посібник «Методи оцінювання міцності та довговічності полімерних трубних конструкцій» складається із семи розділів. Він присвячений синтезу результатів українських та зарубіжних вчених у цій галузі науки про матеріали. Сформульовані рекомендації для інженерної практики з питань, що стосуються методів і засобів оцінювання роботоздатності полімерних трубних конструкцій із порожнистою стінкою, зокрема:

- методів визначення напружено-деформованого стану (НДС) великогабаритних полімерних трубних конструкцій з порожнистою стінкою;
- оцінювання міцності та ресурсу стільникових трубних конструкцій з урахуванням реальних умов експлуатації;
- рекомендацій щодо прогнозування терміну надійної експлуатації полімерних тонкостінних виробів з порожнистою будовою стінки.

У **першому розділі** подано загальні відомості про трубопровідні мережі, які виготовлені з полімерних матеріалів. Наведено огляд праць [1] з питань розрахунку напружено-деформованого та граничного станів стільникових трубних конструкцій. Проаналізовано праці, присвячені суцільним полімерним (гнучким) трубам, що експлуатуються в умовах дії ґрунтів. Виокремлено найважливіші чинники та критерії міцності для інженерних розрахунків при проектуванні стільникових труб.

Полімерні трубні конструкції великого діаметра зі суцільним профілем стінки не забезпечують повною мірою оптимальної масоємкості. Тому при забезпеченні відповідної міцності та довговічності актуально використовувати легші конструкції із порожнистими стінками (рис. 1).

© М.Г. СТАЩУК, Я.Л. ІВАНИЦЬКИЙ, М.І. ДОРОШ, 2015

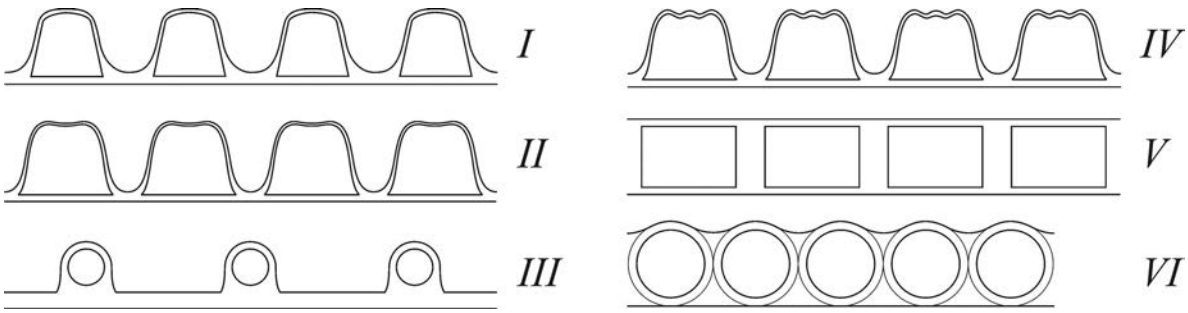


Рис. 1. Різні типи (I–VI) профілю структурованої стінки у трубній конструкції

Одним із варіантів таких конструкцій є полімерні тонкостінні вироби з трубчастим профілем стінки (рис. 1, тип VI). Їх називають стільниковими [2, 3]. Стільникові конструкції виробляють компанії «Енергоресурс-Інвест» (Львів), «Євротрубпласт» (Росія), «KWH Pipe» (Фінляндія) та інші підприємства. Технологія виробництва стільникових трубних елементів – це неперервне намотування на спеціальних пристроях-барабанах поліетиленових трубок з одночасним екструзійним їх зварюванням між витками. Матеріалом, що використовуються для виготовлення, є поліетилен HDPE марки ПЕ-80 та 100 [2, 3]. Труби стільникового типу зображені на рис. 2 і 3.

Традиційно виділяють низку необхідних чинників для розрахунку та проектування полімерних тонкостінних конструкцій, в тому числі й для стільникових. Особливо важливо під час розрахунку таких конструкцій врахувати наступні фактори: конструкційні особливості (геометрію конструкції та особливості будови її стінки (одношарові (рис. 4), двошарові та тришарові); фізико-механічні властивості поліетилену; вплив ґрунту (активний та реактивний тиски ґрунту); технологічні дефекти-непровари (рис. 5), що неминуче виникають під час формування порожнистих стінок труб. Врахування цих факторів дало змогу розробити рекомендації для розрахунків, які забезпечують довготривалу та надійну експлуатацію стільникових конструкцій.

У **другому розділі** розглянуто основний асортимент полімерних трубних конструкцій, що використовуються в інженерній практиці. Особливу увагу приділено тонкостінним конструкціям з порожнистими стінками (рис. 1). Описано основні технології виготовлення таких конструкцій. Обґрунтовано економічну та технологічну доцільність використання полімерних трубних конструкцій з порожнистими стінками у порівнянні із суцільними.

Рис. 2. Стільникова одношарова труба

Рис. 3. Поліетиленовий резервуар зі стільниковою будовою стінки

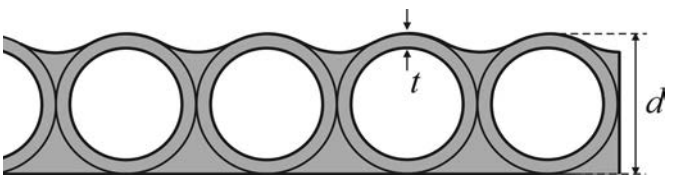


Рис. 4. Схема стінки стільникової конструкції

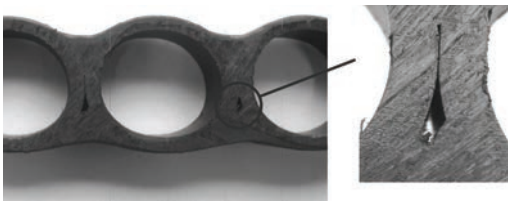


Рис. 5. Приклад реального дефекту-непровару типу тріщини у стінці стільника

Труби, в тому числі і стільникові, призначені для водовідведення та мереж каналізації класифікують за кільцевою жорсткістю S_n [4], яка характеризує здатність трубопроводу протистояти тиску ґрунту та іншим зовнішнім механічним чинникам. Цей параметр є базовим класифікатором підземних каналізаційних труб, затвердженим стандартами [4, 5, 6]. Теоретично його визначають згідно формули

$$S_n = EI/D^3, \quad (1)$$

де E – модуль пружності матеріалу труби; D – середній діаметр труби; I – момент інерції профілю стінки труби на одиницю її довжини.

Для практики нормовані кільцеві жорсткості S_n приймають значення: 2; 4; 8; 16 кПа. Однією з головних вимог до трубопроводів великого діаметра, що працюють під впливом зовнішніх навантажень, є забезпечення достатньої кільцевої жорсткості конструкції. Використання стільникових труб (з порожнистими стінками) спричинене тим, що для достатньої кільцевої жорсткості потрібно використати в 2–2,5 рази менше матеріалу порівняно з трубою із суцільною стінкою (у вартості полімерної труби левову частку займає сировина).

В американському штаті Техас функціонує спеціалізований інститут з вивчення властивостей полімерних труб (Plastics Pipe Institute). У 2010 році інститут провів масштабне дослідження, яке довело можливість безпечної роботи труб з поліетилену в побутовому і промисловому водопостачанні протягом більш, ніж 100 років. Дослідження включало досліди із впливу на поліетиленові труби різноманітних середовищ, агресивних ґрунтів, дезінфікуючих засобів і різних режимів обслуговування. Проведені випробування за цих досліджень довели, що прийнятий за норму середній термін служби поліетиленових труб в системах водопостачання, що становить 50 років, значно занижений. Труби з поліетилену низького тиску можна експлуатувати протягом ста і більше років без втрати їх початкової міцності, герметичності і стійкості.

В загальному можна зробити наступну класифікацію призначень полімерних труб та трубопроводів: полімерні труби для зовнішнього водопроводу; полімерні трубопроводи в системах гарячого водопостачання і опалення; обсадні труби для свердловин; застосування полімерних труб при будівництві газопроводів; полімерні труби для каналізації; полімерні труби для кабельних ліній; полімерні труби для очисних систем і т.п.

Третій розділ містить загальні відомості для полімерів, які використовують у виробництві трубних конструкцій: поліетилену, поліпропілену, полівінілхлориду та інших термопластичних матеріалів. В результаті виокремлено основні фізико-механічні характеристики полімерів, що використовуються для виготовлення сучасних трубних конструкцій.

Експлуатаційні характеристики різних полімерів значно відрізняються між собою. Найбільшою мірою ці відмінності проявляються в хімічній і температурній стійкості, а також – в характеристиках міцності. Чим вище температура середовища та інтенсивність зовнішнього навантаження, тим менший термін служби полімерних трубопроводів. Залежності «температура-напруження-час» визначаються для термопластів у відповідності з міжнародним стандартом ISO 9080:2003. В даний час класифікація трубних марок полімерів здійснюється відповідно до *MRS* – мінімальної тривалої міцності (Minimum Required Strength). Класифікація поліетилену за показником *MRS* прийнята міжнародними стандартами ISO 12162 і ISO 9080. Згідно цих стандартів показник *MRS* визначається в залежності від стійкості трубних зразків, виготовлених з розглянутого матеріалу, до внутрішнього тиску й часу його впливу при заданій температурі. У випробуваннях на визначення *MRS* зразки труб навантажують внутрішнім тиском, внаслідок чого в стінці труби виникають кільцеві напруження (σ), які спричиняють руйнування. Випробування проводяться як мінімум при трьох температурах (20, 60 і 80 °С), а їх тривалість досягає 9000 годин. Залежність (рис. 6) кільцевого напруження σ від часу до руйнування і температури випробування, знайдена при обробці отриманих даних, дає можливість оцінити властивості міцності полімеру і екстраполювати їх на заданий період часу. Для визначення значення *MRS* екстраполюють отримані показники кільцевих напружень σ (рис. 6), які поліетиленова труба може витримати протягом 50 років за температури навколишнього середовища 20 ºС. Мінімальний термін служби полімерних труб 50 років прийнятий як в міжнародних, так і у вітчизняних нормативних документах (ГОСТ Р 50838-95, ПБ 12-529-03 та ін.).

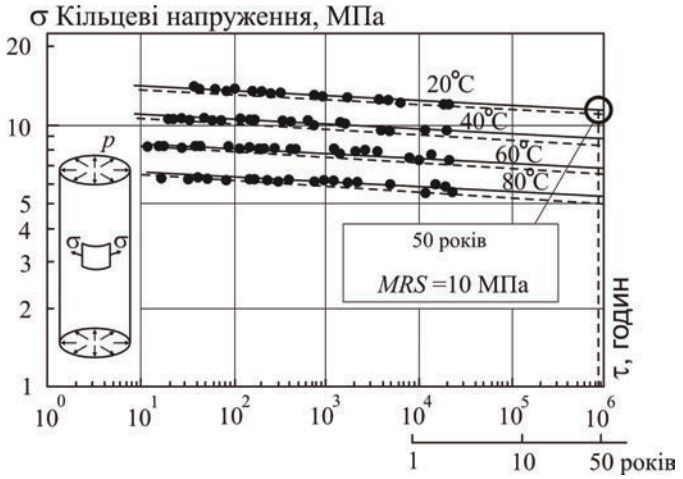


Рис. 6. Результати випробувань поліетилену марки ПЕ-100 згідно міжнародного стандарту ISO 9080 (Фірма Bodycote, Німеччина)

Представлені графіки (рис. 6) уможливлюють визначення величини допустимого напруження для більш короткого терміну служби і для підвищених температур.

У **четвертому розділі** коротко викладено базові положення теорії пружності та в'язкопружності. Охарактеризовано основні підходи для встановлення міцності, а також руйнування полімерів. На основі літературних даних для лінійних деформацій при навантаженнях, статичної міцності полімерів, відповідних фізико-хімічних процесів при механічних навантаженнях в залежності від впливу часового та температурного факторів проведено [7, 8] відповідні дослідження міцності полімерних матеріалів та виробів з них. Хоча руйнування полімерів є складне та багатостадійне, однак для оцінки міцності полімерних виробів в інженерній практиці використовують два найбільш поширених розрахункових критерії [9]: забезпечення допустимих напружень ($\sigma \le \sigma_c$) та допустимих деформацій ($\varepsilon \le \varepsilon_c$). Тут, відповідно σ_c, ε_c – допустимі напруження та деформації для полімерного матеріалу. Частіше поліетиленові труби розраховують за першим критерієм. На основі цього були розроблені міжнародні стандарти ISO 12162:1995 та ISO 9080:2003. Згідно з ними допустимий тиск у поліетиленовій трубі встановлюється з умови

$$\max \sigma \le MRS, \tag{2}$$

де σ – кільцеві напруження у стінці порожнистої труби; *MRS* – мінімальна довготривала міцність. Найбільш вживаними є поліетилени марки ПЕ-80 та ПЕ-100. Відповідно [10] вони мають *MRS* = 8 МПа та 10 МПа. Аналогічно до умови (2) критичні навантаження на стільникові трубні конструкції за складного напруженого стану оцінюємо за критерієм [1]

$$\max\left\{\sigma_{11},\sigma_{22},\sigma_{33}\right\} \le MRS\,, \tag{3}$$

де σ_{11}, σ_{22}, σ_{33} – головні напруження у поліетиленовому виробі.

Для проектування полімерних труб з порожнистою будовою стінки за критерієм (3) необхідно попередньо оцінювати їх НДС. Саме цьому питанню були присвячені наступні розділи науково-технічного посібника.

У п'ятому розділі описано методику оцінювання міцності великогабаритних поліетиленових трубних конструкцій із порожнистою (стільниковою) стінкою з урахуванням умов їх експлуатації. Шляхом моделювання порожнистого тонкостінного елемента [11, 12, 13] конструкційно ортотропною оболонкою запропоновано методику оцінювання НДС стільникової трубної конструкції і модифіковано відповідну систему рівнянь оболонкового типу для знаходження зусиль і згинальних моментів.

Оскільки відношення товщини стінки *d* (рис. 4) до діаметра *D* (рис. 7) такої трубної конструкції становить $d/D<1/10$, то для оцінки НДС застосували теорію оболонок [14]. Стільникову трубну конструкцію моделюємо циліндричною оболонкою (рис. 7). Оболонку вважаємо конструкційно ортотропною [14], що означає, що анізотропні властивості проявляються через стільникову будову полімерного виробу [12, 13].

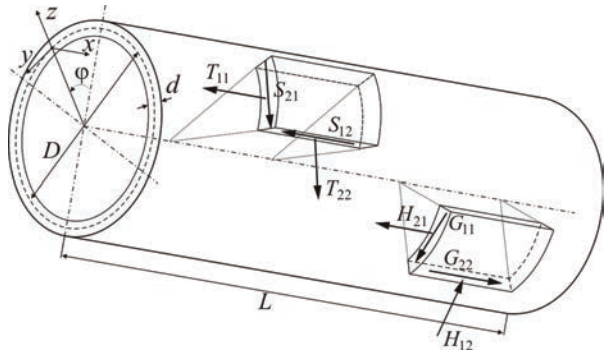


Рис. 7. Внутрішні зусилля й моменти в циліндричній оболонці товщиною *d*

В даному випадку рівняння рівноваги для цієї оболонки аналогічні до рівнянь теорії оболонок зі суцільними стінками, тобто

$$R\frac{\partial T_{11}}{\partial x}+\frac{\partial S_{12}}{\partial \phi}=-Rq_1,\ R\frac{\partial S_{21}}{\partial x}+\frac{\partial T_{22}}{\partial \phi}-N_2=-Rq_2,\ R\frac{\partial N_1}{\partial x}+\frac{\partial N_2}{\partial \phi}+T_{22}=-Rq_3,$$

$$R\frac{\partial H_{21}}{\partial x}-\frac{\partial G_{22}}{\partial \phi}+RN_2=0,\ R\frac{\partial G_{11}}{\partial x}-\frac{\partial H_{12}}{\partial \phi}-RN_1=0, \qquad (4)$$

де q_i – компоненти зовнішнього навантаження; T_{ii}, S_{ij} та G_{ii}, H_{ij} ($i\neq j$=1,2) – внутрішні зусилля й моменти, додатні напрямки яких зображено на рис. 5; R – радіус серединної поверхні оболонки.

Компоненти деформацій серединної поверхні ε_{ii}, ω, χ_{ii}, τ виражаються через компонентами переміщень u, υ, w так:

$$\varepsilon_{11}=\partial u/\partial x,\ \varepsilon_{22}=(\partial \upsilon/\partial \varphi - w)/R,\ \omega=\partial \upsilon/\partial x+R^{-1}\partial u/\partial \varphi,$$
$$\chi_{11}=\partial^2 w/\partial x^2,\ \chi_{22}=(\partial^2 w/\partial \varphi^2+\partial \upsilon/\partial \varphi)/R^2,\ \tau=(\partial^2 w/\partial \varphi \partial x+\partial \upsilon/\partial x)/R. \qquad (5)$$

Стільникову структуру враховуємо шляхом відповідного запису рівнянь стану, які зв'язують зусилля T_{ii}, S_{ij} й моменти G_{ii}, H_{ij} з компонентами деформацій ε_{ii}, ω, χ_{ii}, τ. Рівняння стану записуємо за їх структурним аналогом до рівнянь теорії оболонок із суцільною стінкою [14]:

$$T_{11}(x,\phi)=B_{11}^*\varepsilon_{11}(x,\phi)+B_{12}^*\varepsilon_{22}(x,\phi),\ G_{11}(x,\phi)=-D_{11}^*\chi_{11}(x,\phi)-D_{12}^*\chi_{22}(x,\phi),\ \left(1\overrightarrow{\leftarrow}2\right),$$
$$S_{12}(x,\phi)=B_{33}^*\omega(x,\phi),\ S_{21}=B_{33}^*\omega(x,\phi)+D_{33}^*\tau(x,\phi)/R,\ H_{12}(x,\phi)=H_{21}=D_{33}^*\tau(x,\phi), \qquad (6)$$

де коефіцієнти B_{ij}^*, D_{ij}^*, B_{33}^*, D_{33}^* $(i,j=1,2)$ – ефективні жорсткості для конструкційно ортотропної оболонки, якою моделюємо стільникову трубну конструкцію.

Коефіцієнти B_{ij}^* та D_{ij}^* залежать від будови стінки стільника, тобто від діаметра поліетиленової трубки d та її товщини t (рис. 4), а також – від механічних характеристик поліетилену (модуля пружності E та коефіцієнта Пуассона v). Записуємо їх у вигляді:

$$B_{ij}^*=f_{ij}\frac{Ed}{1-\nu^2}\lim_{x\to\infty},\ D_{ij}^*=p_{ij}\frac{Ed^3}{12(1-\nu^2)},\ B_{33}^*=f_{33}\frac{Ed}{2(1+\nu)},\ D_{33}^*=p_{33}\frac{Ed^3}{12(1+\nu)}. \qquad (7)$$

Тут f_{ij}, p_{ij} – параметри, що враховують стільникову структуру. Їх значення характеризують зменшення відповідних жорсткостей порівняно з такими ж для оболонки зі суцільною стінкою товщини d. Жорсткості B_{ij}^*, D_{ij}^* та відповідні їм параметри f_{ij}, p_{ij} визначають [12,13] з числового експерименту з використанням методу скінченних елементів. Зміни параметрів f_{ij}, p_{ij} від величини s графічно зображено на рис. 8. Як бачимо з формули (7) та графіків рис. 8, жорсткості B_{11}^*, D_{11}^* циліндричної оболонки стільникового типу в осьовому напрямку є меншими порівняно з такими ж (B_{22}^*, D_{22}^*) за кільцевим напрямком.

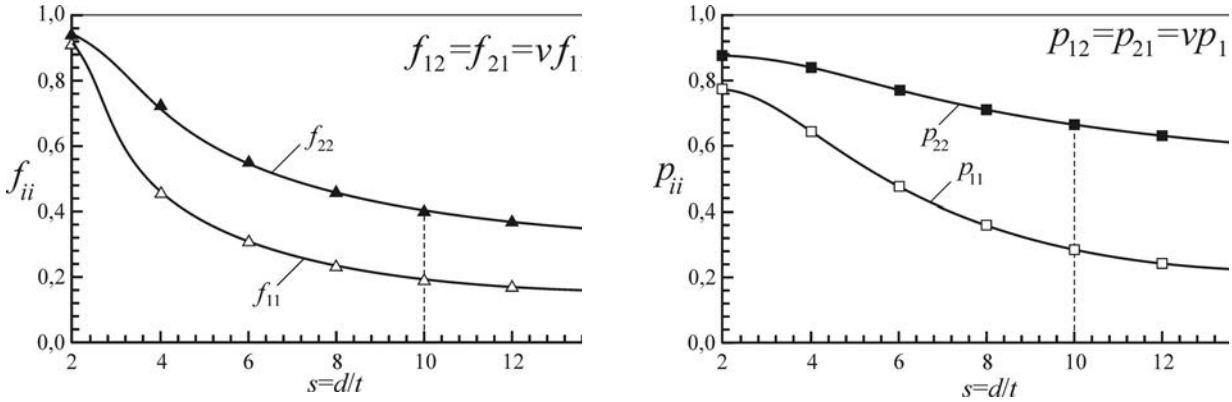


Рис. 8. Зміна параметрів $f_{ij}(s)$, $p_{ij}(s)$ від величини $s=d/t$ (розраховували для точок, позначених трикутниками або квадратиками)

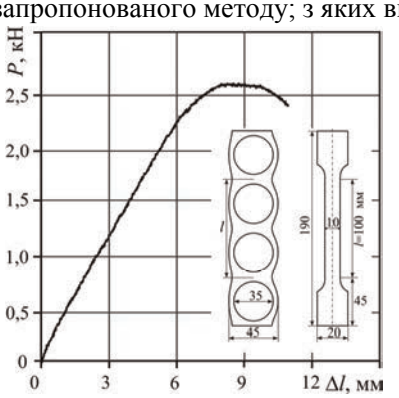
Зауважимо, жорсткості стільникової трубної конструкції для найбільш поширеної величини $s=d/t=10$ набувають значень [13, 16]

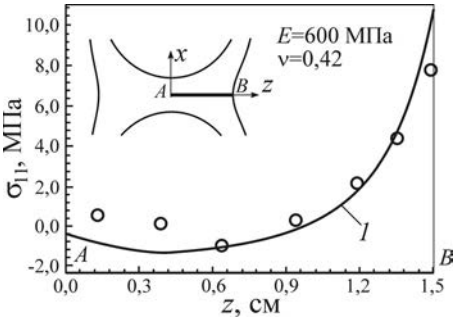
$$B_{11}^{*}=\frac{0,18Ed}{1-\nu^2},\ B_{22}^{*}=\frac{0,432Ed}{1-\nu^2},\ D_{11}^{*}=\frac{0,251Ed^3}{12\left(1-\nu^2\right)},\ D_{22}^{*}=\frac{0,672Ed^3}{12\left(1-\nu^2\right)}, \tag{8}$$

де E, ν – модуль пружності та коефіцієнт Пуассона поліетилену. Порівняння між собою останніх співвідношень показує, що жорсткості у відповідних напрямках різняться більше, ніж у два рази. Отже, міцність стільникової труби в осьовому напрямку є меншою порівняно з міцністю за кільцевим напрямком.

Встановивши з рівнянь (4)–(8) зусилля T_{ii}, S_{ij} й моменти G_{ii}, H_{ij}, розраховуємо напруження σ_{ij} у стінці стільника [13, 16].

Метод оцінювання НДС стільникових трубних конструкцій підтверджено експериментально. На рис. 9–11 наведено результати експериментів та теоретичних розрахунків, виконаних на основі запропонованого методу; з яких видно, що:





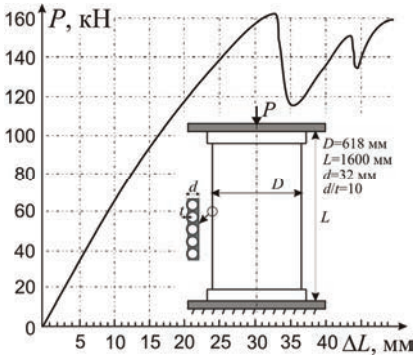


Рис. 9. Діаграма «зусилля навантаження P – видовження Δl» стільникового зразка

Рис. 10. Напруження σ_{11}, отримані з експериментальних даних на основі цифрової кореляції зображень (кружечки), та теоретичних розрахунків (крива *1*)

Рис. 11. Діаграма «навантаження–стискання» стільникового резервуара

- жорсткості на розтяг стільникового зразка, встановлені теоретично та експериментально, корелюють між собою;
- напруження, отримані на основі експериментальних досліджень з використанням цифрової кореляції зображень та із запропонованих співвідношень, кількісно збігаються [17];
- розраховані теоретичні значення зміни висоти стільникового резервуара, навантаженого паралельними зусиллями до його твірної, добре співпадають з експериментальними замірами [13]; встановлені експериментально та розраховані критичні зусилля мають відхилення до 7 %;

- розраховане значення критичного внутрішнього тиску за статичного навантаження стільникової труби (діаметр труби D=768 мм та товщина її стінки d=32 мм) становило 5,3 атм., тоді як визначене з експерименту - 5,6 атм.

В **шостому розділі** наведено оцінювання впливу тиску ґрунту на НДС стільникових труб для двох схем їх укладання (з жорсткою (*а*) та м'якою (*б*) основою, рис. 12).

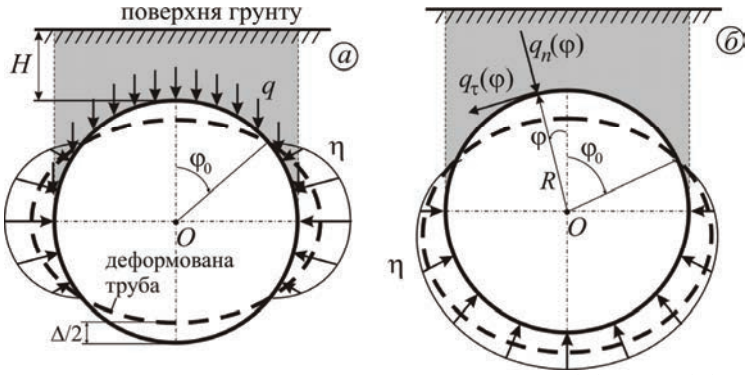


Рис. 12. Схема навантаження стільникової конструкції (поперечний переріз): $q_n(\varphi)$ та $q_\tau(\varphi)$ – нормальні та дотичні навантаження, спричинені вагою ґрунту q, розміщеного над трубою

Запропонована у п'ятому розділі методика оцінки НДС стільників дала можливість розробити рекомендації [15, 16] прогнозування довготривалої та надійної експлуатації основних типів стільникових конструкцій, а саме:

1. Для довгої стільникової труби, укладеної у ґрунт, початкові відносні прогини повинні задовольняти нерівність

$$\text{ПЕ-80 } (MRS\text{=8 МПа}): \frac{\Delta}{D}100\% \le 4\% \text{ , ПЕ-100: } (MRS\text{=10 МПа}) - \frac{\Delta}{D}100\% \le 5\% , \tag{8}$$

де величину відносного прогину (Δ/D) розраховували згідно з будівельним стандартом [5] за формулою $\Delta/D = 0{,}11H\gamma/\left(8S_n + 0{,}06E_s\right)$.

2. Для безнапірного стільникового резервуара, вертикально укладеного у ґрунт, необхідно забезпечити умову

$$\max\left\{\left|\frac{H\gamma D}{d}\left(-3{,}85+\frac{D}{d}\right)\right|,\left|-\frac{H\gamma D}{d}\left(3+0{,}32\frac{D}{d}\right)\right|\right\} \le MRS , \tag{9}$$

а внутрішній тиск (p) за довготривалої експлуатації такої стільникової труби має задовольняти умову

$$p \le \frac{2d\left[0{,}933-\pi\left(1/2-t/d\right)^2\right]\times MRS}{D} . \tag{10}$$

Заключний **сьомий розділ** присвячений оцінюванню міцності стільникових трубних конструкцій з наявними тріщиноподібними дефектами. Для цього здійснено оцінювання міцності стільникового елемента з технологічними тріщиноподібними непроварами, що виникають між поліетиленовими трубками під час виготовлення стільникових стінок [18]. Встановлено критичну довжину таких непроварів.

У цілому науково-технічний посібник має безпосереднє практичне спрямування і призначений для наукових працівників та інженерів, які працюють у галузі проектування, технічної діагностики та експлуатації відповідальних полімерних трубних конструкцій, а також для аспірантів та студентів відповідних спеціальностей вищих навчальних закладів.

1. *Стащук М.Г., Дорош М.І.* Методи розрахунку міцності поліетиленових труб із стільниковою стінкою (огляд) // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2013, **49**, № 5. – С. 51 – 62.
2. *Великогабаритні* полімерні конструкції з пустотілою (стільниковою) будовою стінки // Вода і водоочисні технології. – 2008. – № 5. – С. 65–66.

3. *Корпорация* «Энергоресурс-инвест» представляет новую технологию производства крупногабаритных полимерных изделий с пустотелой (сотовой) конструкцией стенки // Полимерные трубы. – 2007. – № 2–3. – С. 6–7.
4. *ГОСТ Р 54475-2011*. Трубы полимерные со структурированной стенкой и фасонные части к ним для систем наружной канализации. Технические условия. – Введ. 13.12.2011.
5. *ДСТУ-Н Б В.2.5-40:2009*. Проектування та монтаж мереж водопостачання та каналізації з пластикових труб. – Введ. 21.12.2009.
6. *ISO 9969:2007*. Thermoplastics pipes. Determination of ring stiffness. – Introduced 31.01.2008.
7. *Кауш* Г. Разрушение полимеров / пер. с анг. – Москва: Мир. – 1981. – 440 с.
8. *Нарисава И.* Прочность полимерных материалов. – М.: Химия. – 1982. – 400 с.
9. *Janson L. E.* Plastic pipes for water supply and sewage disposal. – Stockholm: Borealis, 1996. – 156. p.
10. *Характеристики* сырья ПЭ-100 ПЭ-80 (PE-100 PE-80) // http://www.etp.com.ua/?page=24.
11. *Стащук М.Г., Дорош М.І.* Встановлення деформованого стану тонкостінних конструкцій зі стільниковою структурою // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – № 4. – С. 67–75.
12. *Стащук М.Г., Дорош М.І.* Розрахунок великогабаритних поліетиленових труб з порожнистою стінкою // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – № 4. – С. 39–45.
13. *Стащук М.Г., Дорош М.І.* Оцінка напруженого стану полімерних трубних конструкцій з порожнистою (стільниковою) будовою стінки // Математичні методи та фізико-механічні поля. – 2012. – № 4. – 143–151.
14. *Кармишин А. В., Лясковец В. А., Мяченков В. И., Фролов А. Н.* Статика и динамика тонкостенных оболочечных конструкций. – М.: Машиностроение, 1975. – 376 с.
15. *Стащук М.Г., Дорош М.І.* Розрахунок стільникових трубопроводів великого діаметра в неоднорідному ґрунтовому середовищі // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – № 6. – С. 47–50.
16. *Стащук М.Г., Дорош М.І.* Розрахунок стільникових полімерних трубчастих елементів конструкцій для експлуатації в ґрунтах // Проблемы прочности. – 2013. – № 3. – 135–147.
17. Stashchuk M.H. The analysis of service ability of polyethylene pipes and tanks with the hollow wall by strength criterion / M.H. Stashchuk, M.I. Dorosh, M.B. Sokil // Динаміка, міцність та проектування машин і приладів. – 2013. – № 759. – С. 112–118.
18. *Стащук М.Г.* Оцінювання допустимих розмірів непроварів стільникових тонкостінних елементів // Фіз.-хім. механіка матеріалів, 2014, **50**, № 2. С. 60 – 68.