Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України
ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ «ПАТОН»

Міжнародної науково-технічної конференції

ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНІ ТЕХНОЛОГІЇ З ВИКОРИСТАННЯМ ВИСОКОКОНЦЕНТРОВАНИХ ДЖЕРЕЛ ЕНЕРГІЇ

Збірка тез пленарних та стендових доповідей

26 листопада 2026
Київ, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України

Київ 2026

ЗМІСТ

ПРИВІТАННЯ 7

ЗБІРКА ТЕЗ ДОПОВІДЕЙ 9

Алексеєнко І.І., Костін В.А., Позняков В.Д., Берднікова О.М., Кушнарьова О.С., Алексеєнко Т.О. Структурні особливості та їх вплив на фізико-механічні властивості зварних з'єднань сталі спеціального призначення 9

Ань Тяньчен, Берднікова О.М., Кушнарьова О.С., Григоренко С.Г. Ефект багатофазного зміцнення наплавлених шарів, що отримані методом DED порошкового матеріалу мартенситної нержавіючої сталі ХМ-25 10

Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Шваб С.Л., Вржижевський Е.Л. Мітіна, Т.О., Радченко Л.М. Електронно-променеве зварювання титанових сплавів на основі інтерметалідів титану системи Ti–Nb–Al–Mo–Zr 11

Ахонін С.В., Крівцун І.В., Березос В.О., Римар С.В., Губатюк Р.С., Ліпчанчук Є.І., Ахонін Д.С. Математичне моделювання процесів тепло- та масоперенесення при електронно-променевій плавці зливків прямокутного перетину сплавів на основі титану 12

Богачев І.В., Ковтун С.І., Козир О.В., Куц В.Ю., Куц Ю.В. Застосування хвиль Лемба для ультразвукового неруйнівного контролю зварних точок тонких металевих листів 13

Вдовін М.О., Костецький Ю.В. Підвищення ефективності процесу алюмінотермічного отримання ферованадію FeV80 імпульсним біфілярним електрошлаковим підігрівом 15

Вігілянська Н.В., Бурлаченко О.М., Цимбаліста Т.В., Грищенко О.П., Мурашов А.П. Багатофункціональні захисні покриття, що містять MAX-фази 16

Гах І.С., Задерій Б.О., Звягінцева Г.В., Несіна І. В., Рабкіна М.Д. Оптимізація геометрії швів при зварюванні монокристалів жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) 18

Глуховський В.Ю., Міленін О.С., Литвиненко В.А., Дмитренко Р. І. Тепловізійні дослідження стану зварних циліндричних посудин тиску з локальними дефектами стоншення стінки 21

Gumenyuk A., Rethmeier M. High power laser and laser-arc hybrid welding for wind energy towers fabrication 22

Гущин К.В., Зяхор І.В., Завертанний М.С., Кольцов В.В., Шило Ю.А., Самотрясов С.М. Формування структури з'єднань алюмінієвого сплаву 7075 при контактному стиковому зварюванні оплавленням з комбінованою схемою нагрівання 23

Дмитрик В.В., Касьяненко І.В., Глушко А.В. Визначення надійності роботи і залишкового ресурсу обладнання ТЕС 24

Жерносєков А.М. Перспективи використання імпульсно-дугового зварювання плавким електродом у захисних газах у гібридних і комбінованих технологіях 26

Zawadzki S., Senderowski C. The structure and properties of Ni5Al/Al_2O_3 and Ni5Al/Al_2O_3+TiO_2 coating systems obtained by D-gun spraying 27

Зяхор І.В., Завертанний М.С., Левчук А.М., Шило Ю.А., Кольцов В.В., Гущин К.В. Структуроутворення у різнорідних з'єднаннях жароміцних нікелевих сплавів за умов зварювання тертям та термічного оброблення 28

Зяхор І.В., Кольцов В.В., Завертанний М.С., Левчук А.М., Шило Ю.А. Формування різнорідних з'єднань сплаву на основі алюмініду титану Ti–48Al–2Cr–2Nb із сталлю 40Х9С2 за умов зварювання тертям 29

Калюжний С.М., Корольков І.О., Войнарович С.Г., Юрженко М.В., Демченко В.Л., Ульянчич Н.В., Коломієць В.В., Фірстов С.О. Міцність зчеплення покриттів із гідроксилапатиту, отриманих методом мікроплазмового напилення на полімерних основах 30

Карманов М.М., Михайлов С.Р., Шалаєв В.О. Ціфрове зшивання слабокорельованих рентгенівських зображень 31

Квасницький В.В., Черній В.О., Чорний А.В., Лагодзінський І.М. Адаптивне перетворення цифрових даних 3D-моделей у керуючі програмні команди для WAAM процесів із застосуванням інструментів штучного інтелекту 32

Коржик В.М., Ілляшенко Є.В., Хаскін В.Ю., Божок О.Є., Терещенко О.С., Жун Гуй, Ху Я. Розроблення технології роботизованого плазмово-дугового 3D-друку великогабаритних виробів із високоміцних титанових сплавів 34

Кусков Ю.М., Лентюгов І.П. Використання електрошлакового переплаву як способу отримання шихти порошкових дротів для підвищення корозійної стійкості наплавленого металу 35

Кушнарьова О.С., Берднікова О.М., Колісниченко О.В., Кушнарьова Т.М., Андрійчук Є.Б., Гончаренко О.І. Особливості структуроутворення в сталях У8 та 40Х після імпульсно-плазмового оброблення 36

Лисенко О.М. ІЧ-вимірювання температури попереднього шару при FDM-друці PLA малоформатним радіометричним сенсором 37

Лисенко О.М. Метрологічні межі малоформатного ІЧ-сенсора при контролі температури тонкостінної деталі у FDM-друці 38

Литвин С.Є., Курапов Ю.А., Горностай О.В., Крушинська Л.А., Стельмах Я.А., Оранська О.І., Рубан Н.М. Триджерельне електронно-променеве PVD-осадження композиційних наночастинок Ag/Cu з матрицею NaCl та їхня антимікробна дія 39

Лобанов Л.М., Пащин М.О., Берднікова О. М., Кушнарьова О.С., Міходуй О.Л., Григоренко С.Г. Вплив імпульсного електромагнітного поля на структурні характеристики зварних з'єднань алюмінієвого сплаву АМг6 40

Лобанов Л.М., Стельмах Д.І., Савицький В.В., Шуткевич О.П., Шкурат І.Л. Застосування фотограмметрії та методів штучного інтелекту для оцінювання технічного стану великогабаритних конструкцій 41

Лопаткіна К.Г., Романенко О.В., Ткаченко В.А., Ткаченко С.В., Васильченко В.А., Грабовський С.Д., Буряк В.Ю., Мацас Є.Є. Універсальний дослідний комплекс як науково-технічна платформа для розробки технологій з'єднання та обробки біологічних тканин 42

Лопаткіна К.Г., Романенко О.В., Ткаченко В.А., Ткаченко С.В., Подпрятов С.Є., Подпрятов С.С., Грабовський С.Д., Рубленко А.М. Гібридні процеси при зварюванні біологічних тканин: біофізичні механізми та критерії оцінювання ефективності 44

Макаренко Н.О., Кущій Г.М., Бєзгін О.А. Електромагнітне керування при плазмовому наплавленні сталі 12Х18Н10Т з аксіальною подачею порошку 45

Максимова С.В., Воронов В.В., Ковальчук П.В. Вплив термічної обробки на структуру високо-марганцевого припою 47

Максимова С.В., Ковальчук П.В., Воронов В.В. Морфологічні особливості структури паяних з'єднань титан–мідь 48

Матвійчук В.А., Нестеренков В.М., Берднікова О.М. Структуроутворення титанового сплаву ВТ6 в умовах електронно-променевого адитивного наплавлення в порошковому шарі 49

Махненко О.О., Міленін О.С., Великоіваненко О.А., Розинка Г.П. Вплив режимів зварювання на ресурс зварних поглинаючих стрижнів системи управління та захисту реактору ВВЕР-1000 50

Михайлов С.Р., Карманов М.М. Застосування цифрових рентгенотелевізійних систем для контролю об'єктів із композитних матеріалів 51

Михайлов С.Р., Карманов М.М. Рентгенотелевізійний контроль тонкостінних виробів відповідальних об'єктів 52

Наконечний А.О., Шевчук С.А., Гущин К.В. Автоматична система керування процесом контактного зварювання опором твердосплавних зубів розпушувача барового ланцюга 53

Несін В.В. Механізм утворення поверхневого напливу при лазерному різанні тонколистової сталі AISI 321 54

Онищенко П.І., Козулін С.М., Майданчук Т.Б. Електрошлакове зварювання низьколегованої сталі 09Г2С товщиною 20 мм 56

Опарін С.О. Експериментально-клінічне обґрунтування лікування виразкових гастродуоденальних кровотеч з використанням ендоскопічного високочастотного зварювального електролігування 57

Осадчук С.О., Ниркова Л.І. Адаптація електрохімічних методів для дослідження тонкоплівкової корозії 58

Павлій О.В., Куц Ю.В. Впровадження сучасних методів неруйнівного контролю елементів енергетичного обладнання на прикладі техніки прямої радіографії 59

Пантелеймонов Є.О., Прокоф'єв О.С. Вплив термічного оброблення на властивості зварних з'єднань залізничних рейок із високоміцних сталей 61

Перемітько В.В., Євдокимов А.В., Сєргєєв М.О. Вплив попередньої підготовки поверхні на зниження пористості металу зварних з'єднань зі сплаву EN AW-5083 63

Піскун Н.В., Терновий Є.Г., Шулим В.Ф., Глушак С.О., Статкевич І.І., Закорко В.О., Федченко В.В. Електронно-променеве зварювання і космос 64

Піскун Н.В., Шулим В.Ф., Статкевич І.І., Булацев О.Р., Цигічко С.О. Використання ефекту молекулярного екрану для одержання надчистих напівпровідникових матеріалів і тонкоплівочних покриттів у космосі 66

Позняков В.Д., Богодист Р.В., Костін В.А., Завдовєєв А.В. Вплив термічних циклів зварювання та високотемпературної обробки на структуру і механічні властивості високоміцних низьколегованих сталей 68

Посипайко Ю. Надійність магнітного та капілярного контролю корпусів артилерійських снарядів 69

Пузрін О.Л., Костін В.А., Фальченко Ю.В., Покляцький А.Г., Таранова Т.Г., Андрійчук Є.Б. Вплив лінійної швидкості переміщення інструменту на формування включень при ЗТП магнієвого сплаву МА2-1 через проміжний прошарок титану 70

Сбродов Є.В., Юзефович Р.М., Павленко Д.В., Торба Ю.І. Діагностування дефектів підшипників багатороторних АГТД на основі каскадної декомпозиції та індикаторів нестаціонарності 72

Senderowski C. Heat transfer, particle melting, phase transformations, and structural ordering in feal intermetallic coatings produced by D-gun spraying 74

Синюк В.С., Головко В.В., Степанюк С.М. Модель водневого окрихчення металу при деформації 75

Сисоєв М.О., Нестеренков В.М., Кисла Г.П. Особливості формування структури довгомірних заготівок із сплавів WC–Co при електронно-променевому нагріві 76

Сіора О.В., Бондарєва С.В., Фролов М.О., Гринь А.П., Курило В.А., Бернацький А.В. Вплив просторового положення лазерного зварювання на формування та властивості тонкостінних таврових з'єднань із сталі AISI 321 77

Skowrońska B., Szulc B., Senator A., Makowski K., Chmielewski T. Influence of filler material on selected properties of hybrid plasma-mag welded joints of RAMOR 500 steel 78

Сливінський О.А., Квасницький В.В., Позняков В.Д., Завдовєєв А.В. Вплив структури зварних з'єднань термозміцнених сталей високої твердості на їх працездатність в умовах ударних навантажень 79

Соколовський М.В., Юрченко Ю.В., Сіора О.В., Набок Т.М., Бацак А.М., Бернацький А.В. Моделювання методом кінцевих елементів процесів напружено-деформованого стану при лазерному зварюванні тонкостінної нержавіючої сталі у різних умовах 82

Ткаченко В.А., Грабовський С.Д., Самойлова Т.Г., Чвертко Н.А., Подпрятов С.Є., Подпрятов С.С. Розробка серії високочастотних електрохірургічних мобільних автономних генераторів 83

Ткаченко В.А.,, Ткаченко С.В., Грабовський С.Д., Чвертко Н.А., Романенко О.В. Електропорація для руйнування онкоутворень, розробка технології, обладнання та інструментів 84

Тунік А.Ю., Адєєва Л.І., Зеленін Є.В., Полєщук М.А., Григоренко С.Г. Структура та мікротвердість стикових зварних з'єднань міді марки М1, одержаних зварюванням тертям з перемішуванням 85

Царюк А.К., Моравецький С.І., Скульський В.Ю., Кантор О.Г., Німко М.О., Гаврик А.Р. Автоматичне зварювання під флюсом у вузький зазор комбінованих роторів потужних парових турбін 86

Шаповалов В.О. Керована спеціальна металургія: фундаментальні основи, нові матеріали та перспективні технології 87

Шаповалов В.О., Біктагіров Ф.К., Гнатушенко О.В., Ігнатов А.П., Барабаш В.В. Електрошлакове наплавлення міді на сталь 88

Шекеро А.Л. Вплив акустичного поля фазованої решітки на ефективність методу FMC/TFM 89

Шеремет В.І., Богомол Ю.І., Андреєв І.В., Педченко Є.О., Крикливий Н.Р., Троснікова І.Ю., Биба Є.Г. Формування та кероване перетворення η-фази у твердих сплавах WC–Co після дугового плавлення з використанням висококонцентрованих джерел енергії 90

Шеремет В.І., Богомол Ю.І., Андреєв І.В., Старик С.П., Троснікова І.Ю., Заінчковський І.М., Биба Є.Г. Контрольоване структуроутворення розгалужених мезокристалів WC під час індукційного зонного плавлення сплаву WC–60Co–0,3VC 92

Шльонський П.С., Гао Фенг. Підвищення якості великогабаритних листів біметалу, отриманих зварюванням вибухом, шляхом використання змінної висоти заряду 93

Shtofel O., Holovko V., Markovska S. Study of the correlation between microhardness and fractal dimension in welded joint zones 94

Shtofel O., Rabkina M., Chyzhska T. Assessment of the brittle-ductile transition and metal structural inhomogeneity via fractal analysis 96

Юрченко Ю.В., Сіора О.В., Соколовський М.В., Бернацький А.В., Шамсутдінова Н.О. Дослідження впливу параметрів лазерного зварювання на розподіл хімічних елементів зварних з'єднань тонколистової корозійностійкої сталі AISI 304 98

Yarovytsyn O., Cherviakov M., Zviahintseva H., Volosatov I., Khrushchov H., Pestov V., Nikitenko Yu., Oliynyk Yu., Zavgorodny O., Gumenyuk A. Mechanical properties and microstructure of Inconel 718 multilayer deposited metal obtained by TIG and micro-plasma powder deposition 99

Яшник А.М. Підвищення надійності зварних резервуарів для зберігання нафти шляхом застосування низьколегованих конструкційних сталей класів міцності S355 TA S420 100

Максимов С.Ю., Прилипко О.О. Математичне моделювання для розрахунку режимів зовнішнього електромагнітного впливу при зварюванні під водою 101

Коваленко Д.В., Ткаченко О.П., Гойденко В.М. Прилад для модуляції зварювального струму частотою до 1 кГц для мікроплазмового зварювання 102

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.01

СТРУКТУРНІ ОСОБЛИВОСТІ ТА ЇХ ВПЛИВ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СТАЛІ СПЕЦІАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

І.І. Алексеєнко, В.А. Костін, В.Д. Позняков, О.М. Берднікова, О.С. Кушнарьова, Т.О. Алексеєнко

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

Сталі спеціального призначення є високоміцними легованими матеріалами, які використовують для виготовлення військової техніки та броньових конструкцій. Легування хромом, нікелем і молібденом забезпечує формування зміцненої структури та необхідних механічних властивостей. Водночас зварювання супроводжується структурно-фазовими перетвореннями в зоні термічного впливу (ЗТВ), що впливають на твердість, внутрішні напруження та тріщиностійкість з'єднань. Тому вивчення особливостей структуроутворення металу зварних з'єднань є важливим для забезпечення надійності броньових конструкцій.

Досліджено структурно-фазові перетворення у зварних з'єднаннях броньової сталі системи Cr–Ni–Mo–V, яка містить, мас. %: 0,30 C; 0,045 Si; 0,80 Mn; 2,20 Cr; 2,03 Ni; 0,06 Cu; 0,72 Mo; 0,20 V; 0,019 P; 0,008 S. Оцінено внесок структурних параметрів у зміцнення металу ЗТВ і формування локальних внутрішніх напружень. Зварювання виконували без попереднього підігріву в середовищі Ar+CO_2 дротом Св-08Х20Н9Г7Т за струму 180–210 А, напруги 28–32 В і швидкості 15–18 м/год. Структуру досліджували методами світлової та просвічувальної електронної мікроскопії, мікротвердість вимірювали за навантаження 100 г.

Встановлено, що метал шва має аустенітну структуру з розміром зерна Dз = 10–35 мкм і мікротвердістю *HV* = 2380–2410 МПа. ЗТВ характеризується бейнітно-мартенситною (Б–М) структурою зі збільшенням частки Б в напрямку основного металу. У ділянці перегріву розмір пакетів Dп = 15–55 мкм, *HV* = 3830–5140 МПа; у ділянці рекристалізації — відповідно 10–25 мкм і 2850–3660 МПа. Основний метал має Б структуру з Dп 25–100 мкм і *HV* 2970–3360 МПа. У тонкій структурі металу ділянки перегріву ЗТВ виявлено нижній і верхній бейніт (Бн, Бв) та мартенсит відпуску (Мвід). Ширина їх рейок становить відповідно hp = 0,14–0,62; 0,16–0,70 та 0,31–1,36 мкм, щільність дислокацій $\rho = 4 \cdot 10^{10}$–$9{,}3 \cdot 10^{10}$ $см^{-2}$. Середній розрахунковий показник структурного зміцнення становить 1282 МПа, основний внесок забезпечують твердорозчинна (285 МПа), субструктурна (352 МПа) та дислокаційна (272 МПа) складові.

Локальні внутрішні напруження становлять 739–1109 МПа для Бн, 924–1350 МПа для Бв та 1474–1680 МПа для Мвід. Встановлено, що Бн і Мвід забезпечують безградієнтний рівень локальних внутрішніх напружень, що є важливим чинником тріщиностійкості металу ЗТВ.

Таким чином, зварювання броньової сталі системи Cr–Ni–Mo–V аустенітним дротом Св-08Х20Н9Г7Т без попереднього підігріву забезпечує формування аустенітного металу шва та Б–М структури ЗТВ. Основний внесок у зміцнення ділянки перегріву ЗТВ вносять твердорозчинна, субструктурна та дислокаційна складові, а формування Бн й Мвід сприяє забезпеченню тріщиностійкості зварного з'єднання.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.02

ЕФЕКТ БАГАТОФАЗНОГО ЗМІЦНЕННЯ НАПЛАВЛЕНИХ ШАРІВ, ЩО ОТРИМАНІ МЕТОДОМ DED ПОРОШКОВОГО МАТЕРІАЛУ МАРТЕНСИТНОЇ НЕРЖАВІЮЧОЇ СТАЛІ ХМ-25

Тяньчен Ань, О.М. Берднікова, О.С. Кушнарьова, С.Г. Григоренко

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

Мартенситні нержавіючі сталі дисперсійного твердіння набувають високої міцності завдяки взаємодії легувальних елементів, дефектів кристалічної ґратки та нанорозмірних фазових виділень. У роботі на основі термодинамічних розрахунків, рентгенівської дифракції (XRD) та аналізу механічних властивостей розглянуто механізми зміцнення сталі ХМ-25 (0,039 % C; 0,01 % O; 15,00–14,62 % Cr; 0,55 % Mn; 6,75 % Ni; 1,56 % Cu; 0,68 % Mo; 0,3 % Si; 0,52 % Nb; 0,01 % W; 0,0 7% Al; 0,061 % V; 0.03% N; Fe — Bal.), що отримана методом прямого енергетичного осадження (DED). Дана технологія характеризується концентрацією лазерної енергії, локальним нагріванням і швидким охолодженням, що мінімізує термічну деформацію підкладки та зміни її мікроструктури, а також забезпечує формування металургійного зчеплення між наплавленим шаром і підкладкою зі значно вищою міцністю зчеплення порівняно з традиційними технологіями, запобігаючи відшаруванню та утворенню тріщин.

Дослідженнями встановлено формування декількох типів фазових виділень в наплавлених шарах сталі ХМ-25. Термодинамічні розрахунки прогнозують утворення MX-фаз, збагачених міддю кластерів, фази Лавеса та карбідів $M_{23}C_6$. Результати XRD узгоджуються з багатофазним характером системи. Nb у взаємодії з C і N сприяє утворенню термічно стабільних MX-фаз, Cu забезпечує основний ефект дисперсійного твердіння, а Cr бере участь у твердорозчинному зміцненні та формуванні карбідів $M_{23}C_6$. Ni переважно впливає на стабільність матриці та умови утворення фазових виділень, тоді як фази Лавеса забезпечують додатковий внесок у зміцнення. Після старіння (в печі зі швидкістю нагрівання 120 °C/год, температура витримки 460 °C, час —10 години) границя плинності зростає приблизно з 934 до 1148 МПа. Це підвищення пояснюється сукупною дією дисперсійного зміцнення та дефектної структури мартенситної матриці. Отримані результати встановлюють взаємозв’язок між легувальними елементами, фазовим складом і зміцненням сталі ХМ-25 за умов термічного циклу DED. Основний ефект зміцнення забезпечують: фазові виділення збагачені Cu у вигляді кластерів (розміром 10–20 нм); нанорозмірні стрижнеподібні MX-фази, що збагачені Nb, Cr та N (довжиною до 20 нм); дисперсні карбіди $M_{23}C_6$ (50–200 нм); фази Лавеса $(Ni, Cr)_2 Nb$ (розміром 10–15×30–100 нм).

Поєднання термодинамічних розрахунків і результатів XRD підтверджує багатофазний характер системи та узгоджується з підвищенням границі плинності після старіння. Отже, міцність наплавлених шарів, що отримано методом DED із порошкового матеріалу мартенситної нержавіючої сталі ХМ-25 визначається не однією домінантною фазою, а синергічною дією кількох типів вазових виділень у мартенситній матриці.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.03

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВЕ ЗВАРЮВАННЯ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ ТИТАНУ СИСТЕМИ Ti–Nb–Al–Mo–Zr

С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, Р.В. Селін, С.Л. Шваб, Е.Л. Вржижевський, Т.О. Мітіна, Л.М. Радченко

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

Жароміцні сплави на основі інтерметалідів титану це перспективний об’єкт досліджень, що обумовлено підвищеним рівнем їх питомих механічних властивостей при високих температурах. При виготовленні деталей з дослідних титанових сплавів на основі інтерметалідів титану найбільш доцільно застосовувати технологію електронно-променевого зварювання (ЕПЗ), яке забезпечує надійний захист зони зварювання та дозволяє застосування додаткових технологічних операцій, таких як попередній підігрів та локальна термічна обробка в вакуумній камері.

Досліджено можливість застосування ЕПЗ з попереднім підігрівом та ЛТО для виконання зварних з’єднань сплавів на основі інтерметаліду титану системи Ti–Nb–Al–Mo–Zr, а саме Ti–39Nb–16Al–2.6Mo–1.4Zr та Ti–36Nb–6Al–1.8Mo–1.8Zr. В роботі було застосовано попередній підігрів з’єднань до температур 200, 400 та 500°С та безпосередньо після зварювання ЛТО 800 °С, 10 хв. Для зварних з’єднань з сплаву Ti–36Nb–6Al–1.8Mo–1.8Zr температура попереднього підігріву становила 200 та 400 °С, Для зварних з’єднань з сплаву Ti–39Nb–16Al–2.6Mo–1.4Zr, який містить значну кількість ортогональної О-фази Ti_2AlNb температура попереднього підігріву становила 400 та 500 °С, температура ЛТО 800 °С, 10 хв. Отримати якісні зварні з’єднання з сплаву Ti–39Nb–16Al–2.6Mo–1.4Zr які вільні від холодних тріщин вдалося лише при застосуванні попереднього підігріву 500°С, разом з ЛТО при 800 °С.

В металі шва з’єднань сплаву Ti–39Nb–16Al–2.6Mo–1.4Zr, утворюються рівноосні та витягнуті в напрямку тепловідведення первинні β-зерна з дисперсними пластиноподібними виділеннями довжиною 20–30 мкм кристалів ортогональної О-фази Ti2AlNb. Відмінність швів зварних з’єднань сплаву Ti–36Nb–6Al–1.8Mo–1.8Zr, виконаних із застосуванням ЛТО, полягає у збільшенні товщини α-оторочки товщина якої 1,5–7 мкм, розташованої вздовж границь первинних β-зерен. Тимчасова міцність при кімнатній температурі зварних з’єднань сплаву Ti–39Nb–16Al–2.6Mo–1.4Zr, виконаних ЕПЗ з попереднім підігрівом 500 °С, знаходиться на рівні $\sigma_в$ = 244 МПа. Тимчасова міцність при кімнатній температурі зварних з’єднань сплаву Ti–36Nb–6Al–1.8Mo–1.8Zr, виконаних ЕПЗ з попереднім підігрівом 200 °С, знаходиться на рівні $\sigma_в$ = 646 МПа.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.04

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ ТЕПЛО- ТА МАСОПЕРЕНЕСЕННЯ ПРИ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІЙ ПЛАВЦІ ЗЛИВКІВ ПРЯМОКУТНОГО ПЕРЕТИНУ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ ТИТАНУ

С.В. Ахонін, І.В. Крівцун, В.О. Березос, С.В. Римар, Р.С. Губатюк, Є.І. Ліпчанчук, Д.С. Ахонін

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

Дослідження процесів тепло- та масоперенесення у високотемпературних розплавах під час формування зливків є ключовим для вдосконалення технологій виплавлення спеціальних титанових сплавів. З огляду на високу вартість натурних експериментів у металургії, актуальним завданням є пошук ефективних методів прогнозування якості металу. Сучасні обчислювальні потужності та мультифізичні програмні пакети дозволяють з високою точністю моделювати явища, що супроводжують кристалізацію, та оптимізувати технологічні параметри плавлення.

В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України виконано комплекс робіт із застосування методів обчислювальної гідродинаміки (CFD) для визначення оптимальних режимів електронно-променевого плавлення (ЕПП) зливків титанових сплавів прямокутного перерізу.

Математичну модель побудовано на фундаментальних законах тепло- та масоперенесення з використанням рівнянь Фур'є та Нав'є — Стокса. Моделювання проводилося для зливка перерізом 600×170 мм за швидкості плавлення 250 кг/год та сталого надходження рідкого металу з проміжної ємності в кристалізатор. Розглянуто схему обігріву поверхні металу в кристалізаторі двома електронними променями.

За результатами чисельного моделювання встановлено оптимальні параметри процесу:

- теплова потужність кожного з двох електронних променів становить 54 кВт;
- розподіл потужності периферійного променя забезпечує виділення 20 % енергії в кутових зонах та 80 % на прямолінійних ділянках;
- фронт кристалізації має пласку форму з глибиною залягання лінії ліквідусу близько 40 мм, а лінії солідусу — 70 мм;
- швидкості гідродинамічних потоків у рідкій ванні відповідають ламінарному режиму течії.

Експериментальну апробацію розробленої моделі проведено в ІЕЗ ім. Є.О. Патона на електронно-променевій установці УЕ-5812. За розрахунковими режимами виплавлено зливок титану завдовжки 1 м. Дослідження макроструктури поздовжнього темплету підтвердило її однорідність, відсутність стовпчастих кристалів та сегрегаційних дефектів. Глибина усадкової раковини, зафіксованої після припинення обігріву поверхні зливка, склала близько 30 мм. Отримані експериментальні дані продемонстрували високу кореляцію з результатами розрахунків, що підтверджує ефективність використання чисельного моделювання для розроблення й оптимізації режимів ЕПП.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.05

ЗАСТОСУВАННЯ ХВИЛЬ ЛЕМБА ДЛЯ УЛЬТРАЗВУКОВОГО НЕРУЙНІВНОГО КОНТРОЛЮ ЗВАРНИХ ТОЧОК ТОНКИХ МЕТАЛЕВИХ ЛИСТІВ

І.В. Богачев[1], С.І. Ковтун[2], О.В. Козир[3], В.Ю. Куц[4], Ю.В. Куц[5]

[1,2,4,5]Інститут загальної енергетики НАН України, м. Київ

[3]Національний технічний університет України

«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Київ

Електроконтактне точкове зварювання металів застосовується у різних галузях машинобудування, зокрема в авіаційній промисловості, енергетичному машинобудуванні, ракетно-космічній галузі, автомобільній промисловості, точному приладобудуванні тощо. В основу цього способу зварювання покладено фізичний ефект теплової дії електричного струму при проходженні через електропровідні матеріали. При пропусканні через обмежену контактною площею електродів ділянку зварюваних деталей значних за величиною імпульсів струму відбувається місцевий розігрів деталей та їх зварювання. Такий тип нероз'ємного з'єднання деталей за своєю суттю є дискретним, а зварний шов отримується у виді послідовних зварних точок. Цілісність, надійність та довговічність всієї зварної конструкції залежить від якості точкових зварень, що вимагає їх 100 % перевірки методами неруйнівного контролю.

Точкове зварювання, попри високу технологічність самого процесу, важко піддається контролю внаслідок впливу та взаємодії різних чинників — електромагнітних, механічних, теплових, металургійних та ін., які включені в цей процес. На якість зварного точкового з'єднання в першу чергу впливають такі фактори як сила електричного струму (зазвичай до десятків кілоампер), тривалість імпульсу струму (найчастіше 0,01–0,5 с), зусилля стискання зварюваних деталей та електричний опір контакту деталей. В свою чергу електричний опір залежить від сукупності інших факторів, які в більшості мають випадковий характер і не піддаються контролю. До їх числа належать: зміна товщини зварюваних деталей; перекоси та зміщення деталей по відношенню до електродів; зношування електродів; відхилення кривизни деталі в околі точки зварювання від норми; вихід електрофізичних параметрів металу деталі за межі нормованих значень; шорсткість поверхонь металевих листів та якість їх підготовки тощо. Внаслідок дії цих факторів виникають дефекти точкового зварювання. Їх основними типами є непровари, перепалювання, деформації, розшарування, тріщини, дефекти структури металу в зоні зварювання, а також пропали з виливом рідкої фази у міжшаровий проміжок. Такі дефекти не піддаються виявленню традиційними методами ультразвукового неруйнівного контролю, які орієнтовані на використання об'ємних ультразвукових хвиль, що збуджуються п'єзоелектричними перетворювачами. Разом з цим слід очікувати, що такі дефекти будуть змінювати характеристики ультразвукових трактів.

При точковому зварюванні товщина металевих листів обмежена декількома міліметрами, а відстань між межами їх поділу зіставна з довжиною ультразвукових коливань, що поширюються в них. В таких середовищах з ненавантаженими межами утворюються та поширюються нормальні хвилі або хвилі Лемба. Дана робота присвячена аналізу та експериментальній перевірці можливості використання хвиль Лемба для контролю якості точкових зварювань. В проведених експериментах збудження хвилі Лемба та їх приймання і перетворення в електричні сигнали виконувалось за допомогою малоапертурних магнітострикційних перетворювачів (ММП) — перетворювачів з апертурою не більше 1 мм. Функціонування розроблених ММП-випромінювача та ММП-приймача ґрунтується на відомих магнітострикційних ефектах Джоуля та Вілларі. Використання ММП має ряд переваг: можливість контролю за сухого контакту та на поверхнях значної кривизни, можливість роботи у широкому діапазоні температур, збудження хвиль Лемба за встановлення ММП перпендикулярно поверхні ОК, що не складно забезпечити у виробничих умовах.

Шляхом теоретичних та експериментальних досліджень встановлено, що ММП з робочою частотою 0,5 МГц, за нульового кута падіння, збуджує в тонких металевих листах антисиметричну моду хвилі Лемба нульового порядку — a_0. На основі математичного моделювання процесів поширення хвиль Лемба у пластинах виконано верифікацію їхньої швидкості для зразків товщиною 0,5 мм та 1 мм. Встановлено, що відносне відхилення між експериментальними та теоретичними значеннями швидкості хвилі a_0 не перевищує 4 %.

Експериментально підтверджено високу повторюваність характеристик сигналів ММП при поширенні ультразвукової хвилі Лемба в ізотропних металевих пластинах та встановлено залежність часових та амплітудних характеристик сигналів ММП від фізико-механічних властивостей матеріалу пластини.

При дослідженні точкових зварень аналізовані інформаційні сигнали отримувались за тіньового метода ультразвукового контролю при центрально-симетричному розташуванні ММП відносно ядра зварної точки та за фіксованої відстані між перетворювачами, яка складала 15 мм. Експериментально встановлено, що надійним інформативним параметром процесу контролю є затримка хвилі Лемба, що поширюється в акустичному тракті, який включає зварну точку. Це дало змогу запропонувати алгоритм та методику контролю зварних точкових з'єднань, а також скласти порядок визначення бракувального рівня при оцінювання якості зварного точкового з'єднання ультразвуковим магнітострикційним методом, який ґрунтується на використанні тестових зразків з нормальними та дефектними точковими звареннями.

В доповіді представлено результати експериментальних випробувань розглянутого метода ультразвукового неруйнівного контролю на основі магнітострикційних ефектів на тестових стальних зразках з точковими звареннями, що отримані за різних режимів зварювання. Виконані експериментальні дослідження підтвердили ефективність застосування ультразвукових хвиль Лемба та розробленого алгоритму і методики виявлення дефектів у зварних точкових з'єднаннях тонких металевих пластин для оцінювання їх якості та виявлення дефектів типу «пропал» та «непровар».

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.06

ПІДВИЩЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ПРОЦЕСУ АЛЮМІНОТЕРМІЧНОГО ОТРИМАННЯ ФЕРОВАНАДІЮ FEV80 ІМПУЛЬСНИМ БІФІЛЯРНИМ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ ПІДІГРІВОМ

М.О. Вдовін, Ю.В. Костецький

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

Проведено дослідження, спрямоване на підвищення технологічної ефективності отримання феронадію марки FeV80 з технічного пентаоксиду ванадію V_2O_5 із вмістом основного компонента 82–86 % шляхом алюмінотермічного відновлення вторинним алюмінієвим порошком із подальшим електрошлаковим підігрівом продуктів відновлення. Для реалізації процесу модернізовано дослідно-промислову установку ЕШП типу ОВ-1901: застосовано біфілярну схему електрошлакового підігріву на постійному струмі та інтегровано тиристорний модулятор, що забезпечує імпульсну зміну полярності графітових електродів із частотою 2 Гц.

У дослідно-промислових умовах досліджено вплив тривалості електрошлакової витримки розплаву на ступінь вилучення ванадію. Встановлено, що після алюмінотермічного відновлення ступінь вилучення ванадію в металеву фазу становить 74 %. Однією з основних причин неповного вилучення є утруднене розділення металевої та шлакової фаз внаслідок захоплення дрібних металевих корольків в'язким високоглиноземистим шлаком. Подальший імпульсний біфілярний електрошлаковий підігрів сприяє інтенсифікації міжфазної взаємодії, коалесценції металевих корольків та їх седиментації. Після 5 і 10 хв витримки ступінь вилучення ванадію зростає відповідно до 86 і 92 %. Максимальне значення — 94 % — досягнуто за тривалості електрошлакової витримки 15 хв.

Водночас встановлено, що збільшення тривалості електрошлакового підігріву обмежується інтенсивною термічною та хімічною ерозією футерівки з магнезитової цегли марки П-91 під дією агресивного високоглиноземистого шлаку. З урахуванням ступеня вилучення ванадію, ефективності розділення металевої та шлакової фаз і стійкості футерівки раціональна тривалість електрошлакової витримки становить 10–12 хв. Запропонований режим забезпечує підвищення ступеня вилучення ванадію та одержання кондиційного феронадію FeV80 з обмеженим вмістом залишкового алюмінію.

Ключові слова: феронадій FeV80, пентаоксид ванадію, алюмінотермічне відновлення, електрошлаковий підігрів, біфілярна схема, імпульсна зміна полярності, вилучення ванадію, коалесценція, седиментація

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.07

БАГАТОФУНКЦІОНАЛЬНІ ЗАХИСНІ ПОКРИТТЯ, ЩО МІСТЯТЬ МАХ-ФАЗИ

Н.В. Вігілянська, О.М. Бурлаченко, Т.В. Цимбаліста, О.П. Грищенко, А.П. Мурашов
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

МАХ-фази —це унікальний клас матеріалів, що поєднують властивості як металів, так і кераміки. Висока жаростійкість, механічна міцність, твердість і хімічна стійкість роблять їх перспективними для різноманітних промислових застосувань. Матеріали, що містять МАХ-фази, належать до потрійних сполук, які описуються хімічною формулою $M_{n+1}AX_n$ (де М — перехідний 3D-метал, А — р-елемент (наприклад, Al, Ge, Si тощо), а Х-вуглець (С) та азот (N)). Шарувата структура МАХ-фаз формується завдяки наявності в їх кристалічній решітці двох типів зв'язків: слабких металевих (М–А) і сильних ковалентно-іонних (М–Х). Таке поєднання забезпечує матеріалам властивості як металів (тепло- та електропровідність, стійкість до термоударів, хороша оброблюваність), так і кераміки (висока твердість, модуль пружності, термостійкість, стійкість до окислення, корозії та радіації).

Для створення захисних покриттів, що містять МАХ-фази, переважно застосовують методи осадження тонких плівок, такі як фізичне осадження з парової фази (PVD) та магнетронне розпилення. Такі покриття мають товщину лише в кілька мікрон і не відповідають вимогам до експлуатації в екстремальних умовах. Газотермічне напилення (ГТН) дозволяє формувати покриття товщиною від десятків мікрометрів до кількох міліметрів.

Для ГТН покриттів були розроблені композиційні порошки систем TiAl–SiC, (Ti, Cr)C–Al, Cr_3C_2–Al, одержані методом механохімічного синтезу шляхом обробки сумішей порошків у високоенергетичному планетарному млині. Склади вихідних сумішей (мас. %) 75TiAl–25SiC, 68,5(Ti, Cr)C–31,5Al, 91Cr_3C_2–9Al, були обрані на підставі результатів термодинамічної оцінки ймовірності протікання в них процесу синтезу МАХ-фаз. При дослідженні методом РСФА продуктів МХС було встановлено факт протікання при обробці в планетарному млині процесів взаємодії вихідних компонентів сумішей з утворенням МАХ-фаз Ti_3SiC_2, Ti_2AlC, Ti_3AlC_2 та Cr_2AlC.

Для нанесення покриттів, які містять МАХ-фази, використовували такі методи напилення — високошвидкісне газополуменеве (ВШГПН) і плазмове напилення (ПП). При використанні методу ВШГПН фазовий склад покриттів відповідає фазовому складу вихідного порошку. У разі використання методів плазмового напилення синтез МАХ-фаз може відбуватися безпосередньо в процесі напилення при взаємодії компонентів механічної суміші; в той же час вміст МАХ-фази в плазмових покриттях може дещо знижуватись відносно вихідного порошку внаслідок більш високої температури процесу, ніж при ВШГПН.

При напиленні МХС-порошку системи TiAl–SiC в умовах ПН та ВШГПН формуються покриття, основними фазами в яких є фази TiC та Ti_5Si_3 з наявністю вихідної фази інтерметаліду титану, МАХ-фаз Ti_3SiC_2, Ti_3AlC_2, та оксиду титану. В процесі напилення МХС-порошку системи (Ti, Cr)C–Al методами ПН та ВШГПН суттєвих фазових перетворень не відбувається і в результаті напилення формуються покриття, основною фазою в яких є карбідна фаза TiCrC з наявністю МАХ-фази Cr_2AlC та незначною кількістю МАХ-фази Ti_3AlC_2. Проведеними дослідженнями встановлено можливість формування покриттів, що містять МАХ-фазу Cr_2AlC, за умов плазмового напилення механічних сумішей комерційно доступних порошків карбіду хрому та алюмінію. Тоді як при напиленні порошку механічної суміші 91Cr_3C_2–9Al ВШГПН-покриття складається з вихідних компонентів суміші з незначною кількістю продуктів взаємодії — МАХ-фази та інтерметаліду Cr_5Al_8. Наявна в МХС-порошку МАХ-фаза Cr_2AlC при ВШГПН-напиленні в покритті зберігається, тобто процесу деградації та розкладання її в процесі напилення не відбувається.

При дослідженні стійкості покриттів до газоабразивного зношення встановлено раціональність використання розроблених покриттів при кутах атаки абразиву, які не перевищують 30°. Встановлено, що при кутах атаки абразиву 30º та 60º найбільшою зносостійкістю володіють покриття, напилені з використанням порошку складу 91Cr_3C_2–9Al, одержаного методом МХС. Це обумовлено комплексом показників рівномірності розподілу структурних складових покриття, когезійної міцності, твердості, та достатньо високого вмісту в покриттях МАХ-фази Cr_2AlC.

Дослідження зносостійкості покриттів в умовах тертя-ковзання без мастила показали, що розроблені покриття TiAl–SiC, Cr_3C_2–Al та (TiCr)C–Al можуть використовуватися для підвищення стійкості деталей від-

повідальних вузлів тертя при навантаженнях до 2 МПа в умовах сухого тертя ковзання на повітрі замість відомих покриттів системи NiCrBSi, оскільки вони мають практично однакову зносостійкість, а у випадку ВШГПН покриття Cr_3C_2–Al — воно перевершує по зносостійкості широко поширене зносостійке покриття Cr_3C_2–NiCr.

При дослідженні жаростійкості покриттів, встановлено, що розроблені покриття, що містять MAX-фази, володіють підвищеною жаростійкістю при 800 °С, яка в 3–60 разів перевищує жаростійкість сталі AISI 1045 та в 2–14 разів газотермічні покриття з алюмініду заліза FeAlCr.

Проведено дослідження електрохімічної поведінки ПН- та ВШГПН-покриттів систем TiAl–SiC, (Ti, Cr)C та Cr_3C_2–Al, напилених на зразки зі сталі Ст3, у сольовому (3 % NaCl, pH 7) розчині та ПН-покриттів системи Cr_3C_2–Al в хлоридно-ацетатному розчині (розчин NACE, pH 4,5). Електрохімічні випробування у 3%-му розчині хлориду натрію та хлоридно-ацетатному розчині показали, що розроблені покриття відносяться за показниками стійкості до групи стійких та дуже стійких та можуть бути рекомендовані для експлуатації у даних агресивних середовищах. Крім того, покриття системи Cr_3C_2–Al, напилене методом ПН з використанням МХС-порошку та яке містить MAX-фазу Cr_2AlC, перевищує стійкість поширеного покриття Cr_3C_2–NiCr в 4,2 рази у 3%-му розчині NaCl та в 3 рази в хлоридно-ацетатному розчині. Всі покриття володіють значно більшою корозійною тривкістю порівняно зі сталями Ст3 та Ст45 та можуть використовуватись для захисту даних матеріалів від дії агресивного середовища.

Дослідження покриттів в умовах термоциклування показали перспективність використання покриттів, що містять MAX-фазу Cr_2AlC, в якості підшару в конструкціях теплозахисних покриттів. Розроблені двошарові покриття системи Cr_2AlC+YSZ володіють стійкістю до термоудару, яка перевищує стійкість стандартних теплозахисних двошарових та градієнтних покриттів в 2,8 та 1,3 рази, відповідно.

Після проведених досліджень зносостійкості, жаростійкості, корозійної стійкості та термоциклування розроблених газотермічних покриттів, які містять MAX-фази, встановлено, що дані покриття володіють підвищеними функціональними властивостями та є перспективними для використання у різних галузях промисловості для підвищення надійності роботи та стійкості деталей машин і механізмів.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.08

ОПТИМІЗАЦІЯ ГЕОМЕТРІЇ ШВІВ ПРИ ЗВАРЮВАННІ МОНОКРИСТАЛІВ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ (ЖНС)

І.С. Гах, Б.О. Задерій, Г.В. Звягінцева, І. В. Несіна, М.Д. Рабкіна

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

ЖНС є ключовим матеріалом для «гарячої» частини газотурбінних двигунів (ГТД). Залежно від умов роботи, елементи ГТД виготовляють із деформаційних середньолегованих або високолегованих ливарних сплавів (з полікристалічною, моно- чи спрямованою структурою) у різних поєднаннях. Товщина стінок деталей під зварювання становить 1,5÷5,0 мм для лопаток та 5÷10 мм для дисків турбіни. Головна проблема при створенні, зварюванні та термообробці високолегованих ЖНС — утворення тріщин різних типів (кристалізаційних, ліквацийних, повторного нагріву тощо), що зумовлено мікроструктурою та концентрацією напружень. Найчастіше тріщини зароджуються в зонах локальної зміни геометрії шва, яка залежить від параметрів електронно-променевого зварювання (ЕПЗ). Попри широке вивчення гідродинаміки ЕПЗ, глибини проплавлення та методів усунення «кореневих» дефектів, питанню локальних геометричних неоднорідностей приділено мало уваги. Дослідження кінетики парогазового каналу зазвичай оминають аспекти формування цих змін та технологічні способи їх попередження. У зв'язку з цим досліджено вплив параметрів режиму ЕПЗ ЖНС на теплові процеси, геометрію проплавлення та схильність до утворення тріщин. При цьому встановлено, що шви повного проплавлення з майже паралельними поверхнями сплавлення мають однорідну структуру, рівномірний пружно-деформаційний розподіл та мінімальну схильність до тріщин. Запропоновані технологічні рішення прості в реалізації, схвалені для створення зварних конструкцій із ЖНС та апробовані на підприємствах газотурбінного виробництва.

На відміну від традиційного орієнтування на так званий «кинджальний» провар, створення відповідальних вузлів ГТД вимагало впровадження технології повного провару з паралельними поверхнями сплавлення. Запропонований метод забезпечив бездефектність швів і зменшив величину деформації. Це зумовило перехід від емпіричного підбору параметрів до науково обґрунтованого керування процесом: забезпечення стабільного наскрізного каналу, гідродинаміки ванни та контролю виходу потужності й пари на зворотний бік зразка.

Метою роботи є вивчення умов формування зварних швів із повним проваром та паралельними поверхнями сплавлення при ЕПЗ монокристалів ЖНС, а також визначення технологічних шляхів їх реалізації для запобігання тріщиноутворенню.

Дослідження ускладнюється такими факторами:

Специфіка процесу: швидкоплинність, нерівноважність, обмежений об'єм ванни, активне перемішування розплаву та нерівномірний розподіл температур.

Обмеження методів — моделювання процесу з високим ступенем верифікації їх результатів.

Розроблено методику металографічного аналізу геометрії та структури швів у прив›язці до режимів зварювання. Формування каналу, макрофронту та схеми кристалізації оцінювали через параметри режиму: швидкість ($v_{зв}$), положення фокусу ($\Delta I_{ф}$) та запас потужності променю($\Delta I_{пр}$), який визначали за відношенням площ проплавлення двох зразків (F_1/F_2) — зварюваного та підкладки. Площі вимірювали планіметруванням макрошліфів (збільшення ~100) з подальшою регресійною обробкою. Особливості тепловкладення та гідродинамічних процесів аналізували за локальними змінами геометрії шва, зони термічного впливу, морфології кратера та кристалографічної спрямованості.

Вихідні допущення теплопереносу при ЕПЗ:

- максимум енергії виділяється в області фокусування променя (переважно на передній стінці каналу);
- швидкість перенесення розплаву в каналі на порядок перевищує швидкість зварювання;
- тепло у зварювальній ванні перерозподіляється через перенесення розплаву в її задню частину;
- траєкторія руху розплаву залежить від положення фокусу променя та швидкості зварювання.

Необхідність експертної оцінки: через складний стохастично-багатопараметричний характер ЕПЗ для кожної нової технології потрібна експертна оцінка впливу технологічних факторів на геометрію та якість швів.

Методика експерименту:

- дослідження проводилися на плоских зразках товщиною 2÷3 мм із жароміцних нікелевих сплавів: монокристалічних (ЖС26, ЖС36) та модельних (In690, ЭИ698);

- експерименти охоплювали широкий діапазон режимів для отримання різної геометрії наскрізного провару;
- параметри режимів зварювання;
- прискорююча напруга –25 кВ;
- струм променю $(1,1\div2,2)I_{1пр}$, де $I_{1пр}$ — струм початку наскрізного провару;
- струм фокусування $I_ф = (I_{ф0} + \Delta I_ф)$ мА, де $\Delta I_ф = (0\div30)$ мА;
- швидкість зварювання –10÷90 м/год.

Критерій прийнятності режимів: прийнятними вважалися режими, за яких локальні відхилення контуру провару від прямолінійного не перевищували 15°.

Геометрія провару. Аналіз результатів отриманих досліджень дозволив досить чітко прослідкувати кінетику формування швів різної геометрії. В початковий період проплаву — формування каналу зварювальної ванни при величині силі струму променю $I_{пр} = (1,1\div1,2)I_{1пр}$, має місце нестабільне його існування через періодичне перекриття розплавом зварювальної ванни, характеризується значною з поверхні (B) та невеликою пульсуючою ($в$) шириною шву в корені та мінімальною площею проплаву (S_2) нижнього зразку (підкладки). Збільшення $I_{пр}$ до $(1,5\div1,6)I_{1пр}$ призводить до зменшення розмірів B, в та площі S_1 шву верхнього зразку (зварювального), збільшення глибини проплаву нижнього, що свідчить про початок формування стабільного наскрізного каналу зварювальної ванни. В районі величин сили струму променю $I_{пр} \approx (1,7\div1,8)I_{1пр}$ спостерігається максимальне зменшення B, $в$, S_1 та грибовидності шву як з його поверхні, так і кореню; зростання S_2. Тобто, завдяки існуванню стабільного наскрізного каналу та зменшенню об'єму розплаву та більш рівномірного його переносу по бокових стінках в задню частину зварювальної ванни має місце формування швів з геометрією близькою до оптимальної та без локальних змін. Подальше збільшення $I_{пр}$ до $2,2I_{1пр}$ супроводжується помітним зростанням B, $в$, S_1, значним зменшенням проплаву та S_2 нижнього зразку, що свідчить про порушення оптимального тепловкладення в зварний шов, в результаті сумарного збільшення об'єму розплаву, зміни характеру його переносу, періодичного перекриття каналу.

Таким чином, відповідним вибором поєднання параметрів ЕПЗ досягаються оптимальні величини тепловкладення та характер теплопереносу в зварювальній ванні, що дозволяє отримати шви з геометрією провару без локальних відхилень. Для зразків товщиною 2,5 мм та швидкості зварювання $v_{зв}$ = 53 м/г стабільне формування швів з поверхнями сплавлення близькими до паралельних досягається при запасі потужності $I_{пр} \approx (1,8\div1,9)I_{1пр}$ та $\Delta I_ф \approx +10$ мА.

Дещо інша картина спостерігається при підвищенні швидкості зварювання, коли зростає довжина ванни, зменшується товщина розплаву на стінках каналу та збільшується рівномірність їх оплавлення, зростає швидкість його переносу. Збільшення величини сили струму $I_{пр}$ при цьому призводить до зростання S_1, S_2 одночасно при незмінних B та $в$, що свідчить про збільшення тепловкладення в шов. Близьким до оптимального варіанту тепловкладення та формування шву при зварюванні зразків товщиною 2,5 мм при швидкості зварювання $v_{зв}$ = 90м/г являється $\Delta I_{пр} \approx 1,7\div1,8$ та $\Delta I_ф \approx +25$мА.

Аналіз геометрії провару, ширини зони термічного впливу, розмірів та спрямованості структурних складових окремих ділянок металу з'єднання дозоляє зробити висновок, що фокус променю при отриманні швів оптимальної геометрії розміщувався під нижньою кромкою зразку.

Оптимізація геометрії шва: керуючи найбільш енергетично значущими параметрами ЕПЗ, можна отримати шви з оптимальною, майже прямокутною геометрією. Це запобігає різким змінам кривизни ліній сплавлення.

Практична ефективність: експерименти підтверджують цей підхід. Позитивний ефект діє також при зварюванні ЖНС у різнойменних поєднаннях елементів ГТД.

Причини тріщиноутворення: крім локалізації зварювальних напружень у місцях зміни геометрії, на появу тріщин сильно впливають локальні зміни структури металу шва.

Особливості кристалізації: більшість відомих праць оцінюють макрофронт кристалізації загалом. Дійсне ж дослідження фокусується на типі, розмірах, морфології та орієнтації структури саме в місцях локальних змін геометрії провару.

Характер дендритної структури: шов має типову дендритну структуру, орієнтовану за напрямком максимального тепловідводу.

Ближче до осі шва (або при зниженні швидкості зварювання) міждендритна відстань та поперечний розмір дендритів зростають, з'являються осі другого порядку. Це відповідає залежності Броуді–Флемінгса.

Структурні аномалії: у місцях, де геометрія шва різко змінюється або розширюється, спостерігаються аномальні ділянки. Там спрямований дендритний ріст суттєво порушується і не вкладається в загальну схему кристалізації.

Висновки

1. Геометрія провару є об'єктивним показником якості формування зварних з'єднань, а також особливостей тепловкладення та теплопереносу в зварювальній ванні, які технологічно визначаються величиною та поєднанням основних параметрів режиму електронно-променевого зварювання (ЕПЗ).

2. Дослідження вказують на доцільність використання стикових з'єднань із наскрізним проваром та формуванням швів у перерізі з поверхнями сплавлення, близькими до паралельних, при створенні зварних конструкцій із жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС). Такий підхід є найраціональнішим та обґрунтованим з погляду:

● стабільності формування та оптимізації геометрії швів.

● мінімізації величин і локалізації залишкових зварювальних напружень.

● обмеження вірогідності утворення тріщин.

● отримання зварних з'єднань із такими параметрами складових мікроструктури, які забезпечують високі механічні властивості та службові характеристики.

3. При розробці технологій зварювання високолегованих ЖНС (і особливо монокристалів) слід відходити від традиційного підходу, за якого було достатньо сформувати просто бездефектний зварний шов. Значно важливішим є формування швів заданої геометрії шляхом керування тепловкладенням і теплорозподілом завдяки поєднанню технологічно прийнятних параметрів режиму зварювання, підвищеної швидкості зварювання та потужності променя.

4. Формування швів оптимальної геометрії при зварюванні монокристалів ЖНС завтовшки 2÷3 мм досягається внаслідок оптимізації тепловкладення та теплопереносу в зварювальній ванні. Для цього необхідно збільшити потужність зварювального променя в 1,6÷1,8 рази відносно номінального значення початкового проплавлення, забезпечити швидкість зварювання 60÷90 м/год та сфокусувати промінь на нижній кромці. При цьому, попри збільшення потужності зварювального променя, перегріву зварного з'єднання не спостерігається.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.09

ТЕПЛОВІЗІЙНІ ДОСЛІДЖЕННЯ СТАНУ ЗВАРНИХ ЦИЛІНДРИЧНИХ ПОСУДИН ТИСКУ З ЛОКАЛЬНИМИ ДЕФЕКТАМИ СТОНШЕННЯ СТІНКИ

В.Ю. Глуховський, О.С. Міленін, В.А. Литвиненко, Р. І. Дмитренко

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

Тепловізійний контроль є перспективним дистанційним методом неруйнівного дослідження механічного стану конструкцій, що працюють під навантаженням. Застосування методу ґрунтується на можливості реєстрації температурних змін, пов›язаних з процесами деформування матеріалу, зокрема умовами теплообміну з навколишнім середовищем, термопружним ефектом та тепловиділенням унаслідок незворотної пластичної деформації. Це зумовлює необхідність комплексного врахування механічних, теплових і термодинамічних чинників під час інтерпретації результатів тепловізійного контролю.

Метою запропонованої роботи є експериментальне дослідження температурної кінетики зварної циліндричної посудини тиску з локальним дефектом стоншення стінки за внутрішнього навантаження та створення розрахункової моделі для фізично обґрунтованої інтерпретації виміряного температурного поля з урахуванням пружнопластичного деформування конструкції, залишкового напружено-деформованого стану зварного з›єднання та зміни температури газового середовища.

Об›єктом експериментального дослідження є зварна циліндрична посудина з локальним стоншенням стінки на внутрішній поверхні. Підвищення внутрішнього тиску зумовлює формування неоднорідного напружено-деформованого стану, що характеризується локальним підвищенням інтенсивності напружень й деформацій у зоні геометричної аномалії. Особливості цього процесу визначаються не лише геометрією дефекту та механічними властивостями матеріалу, а й залишковим післязварювальним напружено-деформованим станом. Взаємодія експлуатаційного навантаження із залишковими зварювальними напруженнями впливає на перерозподіл напружень, розвиток пластичних деформацій та локалізацію деформованого стану. Температурне поле зовнішньої поверхні посудини реєструвалося засобами й методами теплового контролю в процесі підвищення внутрішнього тиску для визначення просторово-часових закономірностей зміни температури, зокрема в області локального стоншення стінки та прилеглих до неї ділянок. Особлива увага приділялася встановленню взаємозв›язку між температурним відгуком конструкції та особливостями розвитку її напружено-деформованого стану.

Для інтерпретації експериментальних результатів розроблено розрахункову модель кінетики температурного поля, побудовану на основі послідовного розв›язання задач пружнопластичності та теплоперенесення з урахуванням термічних ефектів деформування. Математична модель враховує термопружний ефект, зумовлений зміною пружного деформованого стану матеріалу та тепловиділення внаслідок пластичного деформування, пов›язане з дисипацією механічної енергії. Важливим аспектом є врахування зміни температури газового середовища всередині посудини тиску під час підвищення навантаження. Ця зміна визначається термодинамічним станом газу та впливає на температурний стан стінки через теплообмін між робочим середовищем і внутрішньою поверхнею посудини. Таким чином, у розрахунковій постановці враховуються як внутрішні джерела температурних змін, пов’язані з деформуванням матеріалу, так і зовнішні щодо матеріалу теплові впливи, зумовлені зміною параметрів робочого середовища та теплообміном. Для визначення параметрів матеріалу, необхідних для реалізації термомеханічної моделі, проведено додаткові лабораторні дослідження зразків за одновісного розтягу. У процесі випробувань досліджувалися механічна поведінка матеріалу та відповідна температурна реакція на навантаження. Розв’язання оберненої температурної задачі дозволив визначити параметри зміцнення матеріалу, ступінь теплової дисипації енергії пластичного деформування, а також особливості тепловиділення з врахуванням докритичного руйнування матеріалу. Урахування цих чинників є необхідною умовою для коректної інтерпретації температурних аномалій у зоні локального стоншення та встановлення їхнього зв›язку з розвитком пружнопластичного деформування конструкції.

На основі результатів випробувального навантаження тиском зварної циліндричної посудини було визначено відповідні особливості закономірностей розвитку температурного поля на зовнішній поверхні, зумовлених зміною теплового впливу газу, наявності геометричної аномалії, а також залишкового напружено-деформованого стану, що дозволило підвищити точність визначення глибини внутрішнього дефекту стоншення стінки.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.10

HIGH POWER LASER AND LASER-ARC HYBRID WELDING FOR WIND ENERGY TOWERS FABRICATION*

A. Gumenyuk, M. Rethmeier

Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin, Germany

The growing demand for renewable energy, particularly from onshore and offshore wind turbines, requires more efficient manufacturing technologies for large-scale steel structures. The production of wind turbine foundations involves joining thick steel plates, commonly performed using multi-pass submerged arc welding (SAW). However, this conventional process is characterized by long processing times, high consumption of filler materials and considerable energy requirements, making it a major bottleneck in industrial production.

High-power laser beam welding and laser hybrid welding offer promising alternatives for increasing productivity and reducing resource consumption. Depending on the material thickness and joint configuration, these technologies can be applied either as single-pass welding processes or in combination with conventional welding methods, such as narrow-gap submerged arc welding.

Laser beam welding under reduced ambient pressure represents a particularly promising approach for joining steel plates with thicknesses of up to 80 mm. The process offers the potential to achieve deep penetration and reduce the number of welding passes while maintaining the required mechanical properties of welded joints. Furthermore, the application of vacuum conditions can contribute to improved process stability and weld quality.

The present study investigates the feasibility of single-pass laser beam welding in vacuum of thick structural steel plates. Experimental investigations are performed on S355 structural steel plates with thicknesses of up to 80 mm. Butt joints are produced in the flat welding position using a high-power disk laser operating at a wavelength of 1030 nm and providing a maximum output power of 60 kW.

The investigations focus on demonstrating the technological potential of vacuum laser beam welding for thick-section steel structures and exploring its applicability to industrial manufacturing. The combination of a mobile vacuum system and electromagnetic root support is intended to facilitate the implementation of high-power laser welding in the production of large-scale components.

Keywords: high-power laser welding, vacuum laser beam welding, thick steel plates, mobile vacuum chamber, electromagnetic root support, wind turbine foundations

*Пленарна доповідь.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.11

ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ З'ЄДНАНЬ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ 7075 ПРИ КОНТАКТНОМУ СТИКОВОМУ ЗВАРЮВАННІ ОПЛАВЛЕННЯМ З КОМБІНОВАНОЮ СХЕМОЮ НАГРІВАННЯ

К.В. Гущин, І.В. Зяхор, М.С. Завертанний, В.В. Кольцов, Ю.А. Шило, С.М. Самотрясов

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

У галузі ракетобудування використовують алюмінієві сплави із збалансованим поєднанням показників міцності, пластичності, в'язкості. Такий комплекс показників досягається за рахунок застосування різних механізмів зміцнення, зокрема, твердорозчинного, дисперсійного, деформаційного, частіше їх поєднання. Для досягнення максимального рівня міцності, заготовки сплавів поставляються в термомеханічно-зміцненому стані. Фазовий склад сучасних алюмінієвих сплавів груп 2ххх, 6ххх, 7ххх характеризується наявністю в структурі нанорозмірних часток зміцнювальних фаз і більш крупних фазових виділень, які в основному металі (ОМ) пресованих профілів розташовуються в певному напрямку. Тому ОМ сплавів характеризується вираженою текстурою деформації, хімічною і структурною неоднорідністю. При будь-яких способах зварювання трансформація фазових виділень і зміна текстури деформації у зоні з'єднання в значній мірі визначає механічні та корозійні властивості зварних деталей.

Ефективною технологією виготовлення силових елементів літальних апаратів з пресованих профілів з алюмінієвих сплавів є контактне стикове зварювання оплавленням (КСЗО). Авторами роботи розроблено інноваційну технологію КСЗО з комбінованою схемою нагрівання, яка інтегрує етап попереднього контактного нагрівання опором із використанням проміжних вставок з високим електричним опором з етапами оплавлення та осадки з примусовим формуванням стика.

Досліджували формування структурної неоднорідності у з'єднаннях алюмінієвого сплаву 7075 (систем Al–Zn–Mg–Cu) при КСЗО з комбінованою схемою нагрівання. Основні зміцнювальні фази сплаву 7075 — метастабільна η′-фаза та рівноважна η-фаза ($MgZn_2$). Також у структурі є виділення Т-фази ($Al_2Mg_3Zn_3$) та S-фази (Al_2CuMg) і як домішки — грубі інтерметаліди Al_7Cu_2Fe, Mg_2Si, Al_3Fe.

Металографічний аналіз зварних з'єднань сплаву 7075, отриманого КСЗО з комбінованою схемою нагрівання, показав відсутність у стику макро- і мікродефектів та симетричний вигин прокатних волокон у ЗТВ. Інтенсивна пластична деформація при осадці забезпечує подрібнення грубих залізовмісних інтерметалідів та розчинення дисперсних часток η/η′-фаз у твердому розчині α-Al. Плавний розворот текстури без різкого зламу волокон знижує локальну концентрацію напружень, проте коагуляція зміцнювальних виділень у перехідній ділянці ЗТВ зумовлює формування локальної зони з пониженими показниками твердості. Загальна ширина ЗТВ суттєво зменшується, що забезпечує більшу конструкційну міцність зварних деталей із сплаву 7075 у порівнянні з такими, отриманими за канонічною технологією КСЗО. Післязварювальна термічна обробка забезпечує міцність зварних виробів на рівні показників для ОМ сплаву 7075.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.12

ВИЗНАЧЕННЯ НАДІЙНОСТІ РОБОТИ І ЗАЛИШКОВОГО РЕСУРСУ ОБЛАДНАННЯ ТЕС

В.В. Дмитрик, І.В. Касьяненко, А.В. Глушко

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут»

Значна кількість ТЕС України відпрацювала понад 280 тис. год, що значно перевищує їх парковий ресурс. І тому надійність їх енергетичного обладнання надається винятково актуальною проблемою. Необхідно науково обґрунтувати надійність роботи енергетичного обладнання і його залишковий ресурс. Особливо складових енергетичного обладнання — зварних з'єднань паропроводів, які працюють в умовах повзучості і змінних циклічних навантажень та зазнають впливу агресивного корозійного середовища. Слід враховувати, що руйнування енергетичного обладнання, зокрема паропроводів і їх зварних з'єднань із теплостійких сталей, може мати відчутні негативні наслідки.

Нормативно розроблені положення стосовно оцінки надійності і залишкового ресурсу довготривало працюючого енергетичного обладнання. Такі положення враховують: металографічний аналіз структурно-фазового стану; визначення фізико-механічних властивостей за їх фактичними показниками; розрахунки на стійкість до пошкоджуваності; тривалу міцність і тривалу пластичність; умови роботи обладнання; особливості і оцінку можливого руйнування обладнання з урахуванням його структури.

Встановлено, що в основному металі більшості паропроводів, які не зазнали впливу зварювального нагрівання, при їх напрацюванні понад 280 тис. год, відчутні структурні зміни майже не відбуваються. Властивості паропроводів переважно відповідають нормативним положенням. Їх пошкоджуваність зумовлена в основному умовами експлуатації паропроводів. Наприклад, корозійно-втомна пошкоджуваність.

Надійність роботи енергетичного обладнання лімітує наявність пошкоджуваності металу зварних з'єднань паропроводів і елементів їх систем, а також пошкоджуваність згинів. В металі зварних з'єднань паропроводів, які тривалий час працюють в умовах повзучості і втоми, відбуваються фізико-хімічні зміни, які забезпечують структурно-фазові перетворення. Відповідно зменшуються експлуатаційні характеристики зварних з'єднань. Збільшується їх пошкоджуваність.

Встановили, що інтенсивність проходження структурно-фазових перетворень значною мірою залежить від вихідної структури зварних з'єднань, в т.ч. їх структурної неоднорідності. Аналогічні процеси проходять і в основному металі паропроводів, проте їх інтенсивність проходження є значно меншою, а структурно-фазові зміни відбуваються значно повільніше.

Фізико-хімічні процеси, що проходять в металі зварних з'єднань зі сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф, взаємно пов'язані між собою, спричиняють поступову деградацію їх структури. Дані процеси мають визначену послідовність. Самодифузія легуючих елементів хрома, молібдена і ванадія сприяє зменшенню міжатомних сил зчеплення в кристалах α-фази. Формуються сегрегаційні прошарки по границях зерен. Зародкові пори повзучості набувають здатності переміщуватися, зливатися і утворювати мікронесуцільності, які в свою чергу, в процесі розвитку, перетворюються в мікротріщини, а потім в макротріщини. Переміщення дислокацій за механізмом ковзання сприяє деформації зерен, а переміщення дислокацій за механізмом переповзання сприяє утворенню вакансій, які перетворюються у зародкові пори. Формуються сегрегаційні прошарки, що сприяє коагулюванню карбідів $M_{23}C_6$. Особливо тих карбідів, що знаходяться на границях зерен α-фази. Проходять карбідні реакції $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$.

Внаслідок проходження фізико-хімічних процесів переважно на ділянках зони термічного впливу (ЗТВ) утворюється нова складова їх структури — ферито-карбідна суміш. Наявність такої суміші сприяє прискореній пошкоджуваності зварних з'єднань.

Встановили, що формування ферито-карбідної суміші більшою мірою характерно для ділянки неповної перекристалізації ЗТВ тих зварних з'єднань, до складу структури яких входить перліт, новий продукт розпаду аустеніту. Також ферито-карбідна суміш, меншою мірою формується на ділянках сплавлення і перегріву ЗТВ, де зерна аустеніту складають 7–8 бал ДСТУ 8972:2019.

Узагальнена пошкоджуваність 15 досліджуваних зварних з'єднань, після їх напрацювання понад 280 тис. год, є наступною. Близько 70 % пошкоджень за механізмом повзучості утворюється на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ. Залишкове: на ділянці сплавлення майже 15 %; на ділянці перегріву — 10 %; в металі шва — 5 %. Пошкоджуваність тріщинами втоми була наступною: на ділянці сплавлення ЗТВ близько 60 %;

на ділянці перегріву понад 30 %; залишкове — метал шва та інші ділянки. На утворення структурної неоднорідності і пошкоджуваність значною мірою впливають перегріви ($T_{пер.}$ = 590–600 °С), а також збільшення циклів навантажень. Нагальною необхідністю також є зменшення вихідної структурної неоднорідності зварних з'єднань. В першу чергу зменшення розмірів аустенітних зерен на ділянках сплавлення, перегріву і нормалізації ЗТВ та отримання нових продуктів розпаду аустеніту у вигляді сорбіту і троститу на ділянці неповної перекристалізації.

Обґрунтування особливостей структурно-фазових перетворень, що проходять у зварних з'єднаннях в умовах повзучості, доцільно для створення нових більш теплостійких сталей. Нагальною задачею є наукове обґрунтування гальмування проходження фізико-хімічних процесів в металі зварних з'єднань та умови отримання можливо меншої їх вихідної структурної неоднорідності.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.13

ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ ІМПУЛЬСНО-ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ПЛАВКИМ ЕЛЕКТРОДОМ У ЗАХИСНИХ ГАЗАХ У ГІБРИДНИХ І КОМБІНОВАНИХ ТЕХНОЛОГІЯХ

А.М. Жерносєков

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

Спосіб імпульсно-дугового зварювання плавким електродом у захисних газах (ІДЗ) стрімко розвивається. Він є перспективним при зварюванні алюмінієвих сплавів різних систем легування, вуглецевих, нержавких сталей, сплавів на основі міді в різних просторових положеннях. Сучасне електрозварювальне устаткування для цього способу містить синергетичні алгоритми, які дозволяють відпрацьовувати технології у трубопровідному транспорті, машинобудуванні, оборонній промисловості та ін. Переваги цього способу можливі за рахунок керування величиною тепловкладення, що зменшує деформації виробів і конструкцій, призводить до зниження перегріву електродних крапель і металу зварювальної ванни, зменшує ймовірність виникнення дефектів, покращує умови кристалізації, зменшує вигоряння легуючих елементів. Розбризкування металу при цьому, особливо на сталях, є мінімальним і не залежить від зміни середнього значення сили зварювального струму, як при постійному струмі, що дозволяє збільшити ефективність процесу, наприклад, уникати забруднення оптики лазера в гібридних процесах. Мають науковий інтерес роботи щодо регулювання форми зварювального струму для ІДЗ. Вони направлені на усунення ряду недоліків процесу, наприклад, дрібних бризок при відриві краплі, вигоряння легуючих елементів, а також на збільшення глибини проплавлення, підвищення швидкості зварювання, використання нових газових сумішей, виключення ефекту «магнітного дуття». У теперішній час проходить інтегрування ІДЗ у різні види технологій гібридного та комбінованого зварювання, а також використання керованого перенесення метала з іншими видами перенесення, наприклад, одна дуга стала поєднувати два типи перенесення металу електрода — з короткими замиканнями та дрібнокрапельний імпульсно-дуговий процес. У дводугових процесах може застосовуватися одна дуга з короткими замиканнями, друга дуга імпульсна або дві дуги імпульсні. У гібридних лазерно-дугових процесах використовується імпульсна дуга.

В ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України продовжуються дослідження щодо впливу форми та параметрів струму зварювання на властивості зварних з'єднань, зокрема алюмінієвих сплавів. Розроблені та знайшли застосування системи автоматичної стабілізації середніх значень напруги на дузі та зварювального струму в залежності від теплофізичних властивостей матеріалів. Також тривають дослідження щодо гібридного зварювання з використанням плазмової дуги та дуги з плавким електродом, гібридного лазерно-дугового зварювання сталей з імпульсною модуляцією дуги плавкого електрода. Перспективним є використання імпульсно-дугового зварювання в гібридному процесі з комбінованим куруванням параметрами імпульсного лазерного та дугового зварювання, при якому імпульси обох складових генеруються синхронно, що дозволяє підвищити глибину проплавлення.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.14

THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF NI5Al/Al_2O_3 AND NI5Al/Al_2O_3+TiO_2 COATING SYSTEMS OBTAINED BY D-GUN SPRAYING*

S. Zawadzki, C. Senderowski

The Institute of Mechanics and Printing, Faculty of Mechanical and Industrial Engineering, Warsaw University of Technology, Warsaw, Poland

The study presents the technological considerations and structural characteristics of a hybrid ceramic protective coating system comprising Al_2O_3 and Al_2O_3–TiO_2 layers deposited onto 316L stainless steel by detonation-gun spraying (DGS) with the incorporation of a Ni5Al bond coat. The influence of the thermophysical and structural properties of the powder feedstock on coating formation under controlled DGS processing parameters was investigated. Particular attention was devoted to the mechanisms governing the development of Al_2O_3 and Al_2O_3–TiO_2 coating microstructures under optimized thermodynamic conditions of the detonation combustion products, taking into account the gas mixture composition, carrier-gas flow rate, spraying frequency, and stand-off distance. The beneficial role of the Ni5Al interlayer was demonstrated, resulting in a favorable combination of functional properties within the hybrid Ni5Al/Al_2O_3–TiO_2 protective coating system deposited on 316L stainless steel for potential application in fusion reactor blanket structures. Material and technological verification revealed that the addition of TiO_2 to DGS-sprayed ceramic coatings contributes significantly to microstructural refinement through a reduction in coating porosity and improved matching of the coefficient of thermal expansion with the metallic substrate. These effects enhance the adhesive bond strength at the coating-substrate interface while maintaining a highly strengthened microstructure, as confirmed by Vickers hardness (*HV*) measurements. A substantial contribution of TiO_2 to microstructural strengthening was further confirmed by X-ray diffraction (XRD) analysis. Moreover, SEM/EDS investigations revealed the absence of microcracks within the Al_2O_3–TiO_2 matrix, indicating improved structural integrity compared with monolithic alumina coatings. The observed differences in phase constitution and morphology of the DGS-deposited hybrid coating systems resulted in a significant reduction in porosity at the interface between the Al_2O_3–TiO_2 top coat and the Ni5Al bond coat, achieving values below 1 vol.%. This microstructural optimization had a pronounced beneficial effect on the microhardness distribution, providing a gradual transition in strengthening across both the Al_2O_3–TiO_2/Ni5Al and Ni5Al/316L steel interfaces. The presence of TiO_2 within the DGS-sprayed α-Al_2O_3-based ceramic coating promotes enhanced plastic deformability of the powder particles during deposition and contributes to lower coating porosity. Consequently, both the adhesive strength of the coating-substrate interface and the cohesive strength of grain boundaries are significantly improved. The hybrid protective coating system Ni5Al/Al_2O_3–TiO_2 produced by the DGS process therefore represents a promising candidate material for fusion reactor applications, particularly where high electrical resistivity and robust thermomechanical performance are required.

*Пленарна доповідь.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.15

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ У РІЗНОРІДНИХ З'ЄДНАННЯХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ЗА УМОВ ЗВАРЮВАННЯ ТЕРТЯМ ТА ТЕРМІЧНОГО ОБРОБЛЕННЯ

І.В. Зяхор, М.С. Завертанний, А.М. Левчук, Ю.А. Шило, В.В. Кольцов, К.В. Гущин

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

При впровадженні нових конструкцій авіаційних газотурбінних двигунів (ГТД) на ДП «Івченко-Прогрес» і АТ «Мотор Січ» актуальним завданням є розроблення технологій нероз'ємного з'єднання жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) у одно- та різнорідному сполученнях. Проблема якісного з'єднання при зварюванні полягає в схильності ЖНС до гарячого розтріскування, деградації фазового складу та структури металу швів. При способах зварювання тиском проблеми якісного з'єднання ЖНС обумовлені теплофізичними характеристиками сплавів, значним опором пластичній деформації, широким температурним інтервалах крихкості.

При зварюванні тертям (ЗТ) різнорідних ЖНС в стику може формуватись структурна і хімічна неоднорідність у вигляді зони зі змінними мікроструктурою, хімічним і фазовим складом, що підвищує схильність з'єднань до розтріскування.

Мета роботи — встановлення закономірностей формування макро- та мікроструктури, морфології зміцнювальної γ′-фази різнорідних з'єднань сплавів ВЖЛ12У та ЕІ698ВД за умов ЗТ.

Методика досліджень передбачала проведення дослідних зварювань зразків зі сплавів ВЖЛ12У та ЕІ698ВД діаметром 13 мм на установці СТ120, дослідження шліфів після хімічного й електролітичного травлення та іонного полірування методами оптичної та растрової електронної мікроскопії, а також вимірювання мікротвердості з'єднань та випробування на тривалу міцність.

Металографічними дослідженнями встановлено, що в зоні різнорідних з'єднань сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД суттєво змінюється мікроструктура і морфологія зміцнювальної γ′-фази. Лита дендритна структура сплаву ВЖЛ12У у зоні термомеханічного впливу (ЗТМВ) трансформується у волокнисту структуру, характерну для деформівних ЖНС. Виявлено повне розчинення зміцнювальної γ′-фази (первинної і вторинної) у ЗТМВ з боку сплаву ЕІ698ВД. Встановлено, що розподіл мікротвердості у зоні з'єднання з боку сплаву ЕІ698ВД визначається наявністю і морфологією часток вторинної високодисперсної γ′-фази.

Визначено мікроструктурні та фазові перетворення у різнорідних з'єднаннях при різних режимах післязварювального термічного оброблення (ТО). При одноступеневому ТО (старіння $t_н$ = 775 °С, витримка λ = 16 год.), спрямованому на відновлення виділень вторинної γ′-фази у сплаві ЕІ698ВД, відбувається зниження мікротвердості ОМ сплаву ЕІ698ВД внаслідок коагуляції часток γ′-фази. Триступеневе ТО згідно з технічними умовами на сплав ЕІ698ВД дозволяє відновити мікроструктуру та морфологію первинної і вторинної γ′-фази, підвищити мікротвердість сплаву ЕІ698ВД в ЗТМВ до рівня показників ОМ. Значення мікротвердості з боку сплаву ВЖЛ12У відповідає показникам ОМ. Тривала міцність таких з'єднань за температури 750 °С і навантаженні 420 МПа задовольняє нормативним вимогам до ОМ сплаву ЕІ698ВД.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.16

ФОРМУВАННЯ РІЗНОРІДНИХ З'ЄДНАНЬ СПЛАВУ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ Ti–48Al–2Cr–2Nb ІЗ СТАЛЛЮ 40Х9С2 ЗА УМОВ ЗВАРЮВАННЯ ТЕРТЯМ

І.В. Зяхор, В.В. Кольцов, М.С. Завертанний, А.М. Левчук, Ю.А. Шило
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

Жароміцні сплави на основі гамма-алюмінідів титану (γ-TiAl) вважаються перспективними матеріалами для автомобільного і авіаційного двигунобудування (лопатки, клапани, вали ротора турбокомпресора). При виготовленні таких деталей необхідно отримання зварних з'єднань алюмінідів титану із конструкційними сталями ферито-перлітного, аустенітного і мартенситного класів. Причинами, що стримують використання алюмінідів титану, є їх висока чутливістю до термічного та деформаційного циклів зварювання, можливість утворення тріщин, пор, крихких прошарків із змінним хімічним складом.

Досліджували можливість формування якісних (бездефектних) різнорідних з'єднань гамма-алюмініду титану (Ti–48Al–2Cr–2Nb) із сталлю 40Х9С2 за умов зварювання тертям (ЗТ). Встановлено, що при конвенційному ЗТ температура у зоні контактної взаємодії перевищує евтектичну у системі Ti–Fe. У різнорідних з'єднаннях спостерігаються тріщини. Ширина зони концентраційних змін у зоні з'єднання становить від 20 до 45 мкм, фіксуються ділянки із сталим хімічним складом з високою мікротвердістю. У перехідній зоні з'єднання з боку сталі 40Х9С2 спостерігається пористість, обумовлена реакційною дифузією легуючих елементів.

При комбінованому ЗТ за рахунок підвищення тиску проковки на стадії регульованого по наперед заданій програмі зниження окружної швидкості обертання забезпечується суттєве зниження температури у зоні контакту та формування твердофазних різнорідних з'єднань сплаву Ti–48Al–2Cr–2Nb із сталлю 40Х9С2. Ширина зони концентраційних змін становить від 8 до 15 мкм, ділянок із сталим хімічним складом у зоні з'єднання не спостерігається. Фіксується підвищений вміст вуглецю і карбідоутворюючих елементів (насамперед титану) у перехідній зоні.

На окремих ділянках зони з'єднання у периферійній частині перерізу заготовок спостерігаються мікротріщини. Це свідчить про суттєвий вплив дифузії вуглецю із сталі 40Х9С2 до сплаву Ti–48Al–2Cr–2Nb та легуючих елементів у зворотному напрямку на формування зони з'єднання. Утворення карбідів титану і наявність зварювальних напружень, які обумовлені структурними перетвореннями при охолодженні стиків, сприяють виникненню мікротріщин і зниженню показників механічних властивостей різнорідних з'єднань.

Актуальним напрямком подальших досліджень є відпрацювання технології комбінованого ЗТ з використанням проміжних елементів для зменшення впливу дифузії вуглецю і легуючих елементів на формування мікроструктури та фазового складу різнорідних з'єднань жароміцного сплаву Ti–48Al–2Cr–2Nb із конструкційними сталями, зокрема із сталлю 40Х9С2.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.17

МІЦНІСТЬ ЗЧЕПЛЕННЯ ПОКРИТТІВ ІЗ ГІДРОКСИЛАПАТИТУ, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ МІКРОПЛАЗМОВОГО НАПИЛЕННЯ НА ПОЛІМЕРНИХ ОСНОВАХ

С.М. Калюжний[1], І.О. Корольков[1], С.Г. Войнарович[1], М.В. Юрженко[1], В.Л. Демченко[1], Н.В. Ульянчич[2], В.В. Коломієць[2], С.О. Фірстов[2]

[1]Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

[2]Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ

Полімерні матеріали перспективні для виготовлення медичних виробів методом 3D-друку завдяки можливості керування їхньою геометрією та структурою. Для розширення їхніх функціональних властивостей доцільне нанесення біосумісних покриттів, зокрема на основі гідроксилапатиту, методом мікроплазмового напилення (МПН). Важливим показником якості таких покриттів є міцність зчеплення з основою, що визначає їхню надійність та експлуатаційні характеристики.

Метою роботи було дослідження міцності зчеплення функціональних покриттів, із гідроксилапатиту, легованого сріблом, нанесених методом мікроплазмового напилення на полімерні основи, а також розроблення методики виготовлення зразків із PLA+ за технологією FDM 3D-друку для проведення відповідних випробувань.

Для проведення досліджень методом пошарового FDM 3D-друку з полімерного композиційного матеріалу PLA+ виготовлено серію циліндричних зразків діаметром 25 мм і завдовжки 20 мм. Під час виготовлення зразків оптимізовано ступінь заповнення їхнього об›єму та просторову орієнтацію. Зокрема, напрямок укладання друкованих шарів було зорієнтовано вздовж поздовжньої осі циліндрів, тобто відповідно до напрямку прикладання розтягувального навантаження. На торцеву поверхню зразків із PLA+ методом МПН нанесено покриття завтовшки 150±30 мкм із порошку гідроксилапатиту, легованого сріблом (Центр науково-технічних рішень «БІОМАТТЕХ», Україна). Міцність зчеплення покриття з полімерною основою визначали відповідно до вимог стандарту ASTM C633-13(2021). Механічні випробування проводили на розривній машині AGS-10kNX (Shimadzu, Японія).

За результатами випробувань встановлено, що середня міцність зчеплення сформованих покриттів перевищує 9,1±1,8 МПа. Аналіз характеру руйнування випробуваних зразків показав, що приблизно 95 % площі покриття залишилося на поверхні полімерної підкладки. Водночас на окремих зразках спостерігалося локальне відшарування покриття разом із частиною поверхневого шару матеріалу PLA+. Такий характер руйнування свідчить про високу міцність зчеплення покриття з полімерною основою. В окремих випадках міцність цього зчеплення перевищувала міцність поверхневого шару полімерної підкладки, що зумовлювало його руйнування разом із покриттям.

Розроблено методику виготовлення зразків PLA+ методом FDM 3D-друку та визначено механічний показник міцності зчеплення покриттів із гідроксилапатиту, легованого сріблом, нанесених методом МПН.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.18

ЦІФРОВЕ ЗШИВАННЯ СЛАБОКОРЕЛЬОВАНИХ РЕНТГЕНІВСЬКИХ ЗОБРАЖЕНЬ

М.М. Карманов, С.Р. Михайлов, В.О. Шалаєв
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

Широке поширення цифрових плоскопанельних детекторів (DDA) у вітчизняній практиці неруйнівного контролю в даний час стримується високою вартістю обладнання та недостатньою просторовою роздільною здатністю (на рівні 80–120 мкм), якої недостатньо для виявлення мікродефектів у відповідальних тонкостінних конструкціях.

В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона розробили новий підхід, заснований на застосуванні недорогих високочутливих рентгенівських мінісенсорів. Їхня просторова роздільна здатність досягає 20 мкм, що можна порівняти з характеристиками рентгенівської плівки. Однак мінісенсори відрізняються малою площею робочого поля (24×34 мм), що унеможливлює прямий контроль великогабаритних виробів. Для подолання цього бар'єра використовується електромеханічне 2D-сканування контрольованого об'єкта мінісенсором з подальшим програмним об'єднанням (зшиванням) локальних кадрів у єдине повноформатне рентгенівське цифрове зображення.

Застосування традиційних методів кореляційного суміщення дозволяє зшивати фрагменти зображень із високою точністю (до 20 мкм). Проте в реальних умовах контролю навколошовних зон або однорідних ділянок зі слабким контрастом (низькою кореляцією) неминуче виникає ефект накопичення похибок. Це проявляється у вигляді візуальних дефектів і хибних смуг на рентгенограмі, що ускладнюють автоматизовану чи експертну розшифровку рентгенівського зображення.

Для усунення цього обмеження було розроблено методику попереднього програмного калібрування механіки рентгенівського сканера. Як калібрувальний еталон застосовується зразок із регулярною структурою, наприклад, точкового зварювання, що забезпечує стабільну кореляцію по всій площі контрольованого виробу. На першому етапі виконувалося точне зшивання еталонного набору кадрів кореляційним методом, під час якого обчислювалися справжні відхилення та реальні зміщення кожного фрагмента цифрового рентгенівського зображення відносно номінальної координатної сітки. Отримані коригувальні поправки зберігалися в пам'яті системи та надалі враховувалися під час обробки даних реальних виробів, що містять ділянки, які слабо корелюються.

В основі розробленого алгоритму лежить припущення про те, що механічні похибки прецизійного електромеханічного приводу мають переважно систематичний, а не випадковий характер. Практичні лабораторні та натурні дослідження підтвердили високу ефективність запропонованого методу корекції, довівши його здатність повністю усувати хибні артефакти та забезпечувати необхідну якість цифрової радіографії.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.19

АДАПТИВНЕ ПЕРЕТВОРЕННЯ ЦИФРОВИХ ДАНИХ 3D-МОДЕЛЕЙ У КЕРУЮЧІ ПРОГРАМНІ КОМАНДИ ДЛЯ WAAM ПРОЦЕСІВ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ІНСТРУМЕНТІВ ШТУЧНОГО ІНТЕЛЕКТУ

В.В. Квасницький[1,2], В.О. Черній[1], А.В. Чорний[1], І.М. Лагодзінський[1]

[1]Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Київ, Україна
[2]Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

На початку свого розвитку технології адитивного синтезу розглядались як методи, що дозволяють суттєво скоротити технологічний ланцюг від спроєктованої комп'ютерної моделі до готового робочого прототипу виробу, що дозволяє реалізувати принцип швидкого прототипування (Rapid prototyping). Основна сутність адитивного виробництва полягає у поєднанні комплексу типових процесів виготовлення окремих елементів виробів у єдиний технологічний процес, що дозволяє у відносно короткі терміни часу отримати зразки (прототипи) виробів без додаткових витрат на попередню підготовку виробництва та додаткове оснащення.

Процеси WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing) є динамічними і залежать від багатьох змінних факторів. Відповідно, параметри якості отриманого кінцевого виробу включають у себе комплекс характеристик, зокрема відповідність формі та заданим геометричним розмірам 3D моделі, структурній будові, необхідним фізико-механічним та іншим властивостям наплавленого металу. Однією з нагальних проблем розвитку WAAM технологій є відсутність комплексних адаптивних алгоритмів для керування параметрами процесу в залежності від способу адитивного наплавлення, застосовного присадного матеріалу, конфігурації кінцевого виробу тощо.

Наукова новизна дослідження полягає в створенні та подальшій адаптації методів та алгоритмів програмного (без участі людини) перетворення цифрових даних 3D-моделей у керуючі команди апаратного комплексу (обладнання) для адитивного дугового наплавлення з урахуванням особливостей процесу формування наплавлених шарів, геометричної форми та розмірів виробу, обраних матеріалів та застосованого устаткування.

Розроблений алгоритм також забезпечує процес послідовного перетворення тривимірної моделі бажаного виробу на набір керуючих команд установок з числовим програмним керуванням з урахуванням особливостей конкретного контролера. Паралельно з цим, в автоматичному режимі, відбувається формування рекомендованих параметрів режимів пошарового наплавлення, розбиття CAD-моделі на окремі шари та побудова траєкторії руху робочого інструменту, визначення послідовності наплавлення окремих валиків та розміщення ділянок початку та закінчення процесу наплавлення окремих шарів.

Слайсинг 3D-моделей для WAAM виконують шляхом перетину геометричного представлення комп'ютерної моделі виробу горизонтальними площинами з наступною побудовою контурів окремих перерізів. Для WAAM особливо важливим є коректне опрацювання ділянок виробу зі складною топологією. До таких відносяться замкнені контури, внутрішні порожнини, нависаючі елементи тощо. Саме для таких ділянок існує найбільша небезпека утворення дефектів або зіткнення інструменту з попередньо сформованою поверхнею виробу в наслідок неправильно визначеної траєкторії руху пальника.

Одночасно, створений алгоритм дозволяє розрахувати крок підйому пальника із збереженням сталої величини дугового проміжку та плануванням пауз між наплавленням окремих шарів з урахуванням результатів вирішення теплової задачі. Поєднання мовної LLM-моделі для вирішення детермінованої теплової задачі із кінцевим зворотнім зв'язком за результатами фізичного процесу наплавлення дозволяє системі донавчатися зі збільшенням кількості виготовлених виробів. Значення виміряних після друку шару (або серії шарів) температур, передаються назад у систему за зворотним зв'язком для коригування відповідних коефіцієнтів параметрів системи. Також, за результатами вирішення теплової задачі та прогнозування розподілу тепла в наплавлених шарах виробу розраховуються сприятливі місця початку наплавлення (запалювання дуги) для кожного нового шару в межах заданої траєкторії наплавлення. Загалом, у окремих випадках, це дозволило зменшити кількість повторних підпалів дуги на 40–50 % та усунути ефект накопичення дефектів наплавлених шарів.

Серед нових рішень є концепція веб-зорієнтованих WAAM–CAM-систем. Зокрема, розроблений авторами програмний модуль реалізує повний цикл обробки — від імпорту 3D-моделі до генерування G-коду безпосередньо в браузері. Модуль штучного інтелекту системи ще до початку процесу слайсингу аналізує геоме-

тричну форму та розміри виробу, товщину стінок, кути нахилу, їх локальні зміни, і на цій основі формує рекомендовані режими наплавлення з урахуванням теплофізичних особливостей кожної ділянки наплавлення.

Верифікацію роботи розробленого алгоритму, та створеного на його основі програмного забезпечення виконано при виготовленні трьох просторових зразків зростаючої геометричної складності із застосуванням MAG способу наплавлення. Для виконання 3D-друку використовували трикоординатну портальну систему з ЧПК та зварювальне джерело живлення MIG/MAG Fronius VarioSynergic 4700. В якості присадного металу використовували електродні дроти суцільного перетину типу ER70S-6 та ER110S-G діаметром 1,2 мм. Наплавлення здійснювали у захисній газовій суміші наступного складу: Ar (82 % об.) + CO_2 (18 % об.). Враховуючи поступове зниження тепловідводу в основу та акумуляцію тепла у попередніх шарах при наступному наплавленні нових, обрана стратегія міжшарового охолодження до досягнення 120 °С після кожного або серії наплавлених шарів.

Якість формування наплавленого металу оцінювали за ефективною шириною сформованої стінки, тобто шириною наплавленого металу, що залишається після механічного видалення нерівномірності бокових поверхонь зразків та за відповідністю ефективної висоти зразків даним заданої 3Д моделі. Відхилення за ефективною шириною (нерівномірність) для усіх виготовлених зразків не перевищували 15–18 %. Відхилення ефективної висоти від запланованої не перевищували 6–8 %.

Під час наплавлення формується щільна структура металу з дисперсними округлими неметалевими включеннями (оксидами та силікатами), рівномірно розподіленими по перерізу наплавленого металу. Структура наплавленого металу — феритно-перлітна. Останній наплавлений шар усіх зразків має характерну стовпчасту (дендритну) структуру, що є характерним для литого металу. У перехідній зоні між шарами спостерігаються дезорієнтовані дрібнозернисті структурі з фрагментарними залишками орієнтованих стовпчастих структур. В раніше сформованих шарах через циклічне нагрівання сформовані дезорієнтовані дрібнозернисті структури. Чіткої межі між шарами не спостерігається в жодному зі зразків.

Встановлено, що регулювання режимів наплавлення для отримання шарів різної товщини не призводить до суттєвого зростання нерівномірності поверхні. Збільшення необхідної товщини шару в цілому призводить до зменшення коефіцієнту втрат металу на остаточну механічну обробку.

Поточна реалізація алгоритму та системи в цілому ґрунтується на застосуванні інструментів штучного інтелекту в поєднанні з розрахунковою тепловою моделлю, яка працює без динамічного (безперервного або циклічного) зворотного зв’язку. З метою підвищення геометричної точності сформованих за технологіями WAAM просторових виробів рекомендується впровадити динамічний зворотний зв'язок за міжшаровою температурою та висотою кожного окремого шару.

Подальший розвиток роботи передбачає перехід до замкненого циклу керування процесом наплавлення з вимірюванням геометричних характеристик профілю наплавлених шарів металу, використанням моделей машинного навчання для прогнозування геометричної форми та розмірів окремих наплавлених валиків, розроблення постпроцесорів для роботизованих комплексів.

Наукові дослідження проведені за грантової підтримки НФДУ, проєкт № 2025.05/0040 «Адитивне дугове наплавлення просторових металевих виробів складної геометричної форми з програмним перетворенням цифрових даних 3D моделі» (0126U003566).

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.20

РОЗРОБЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ РОБОТИЗОВАНОГО ПЛАЗМОВО-ДУГОВОГО 3D-ДРУКУ ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ ВИРОБІВ ІЗ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ*

В.М. Коржик, Є.В. Ілляшенко, В.Ю. Хаскін, О.Є. Божок, О.С. Терещенко, Гуй Жун, Я. Ху

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

Для вивчення особливостей адитивного плазмово-дугового наплавлення просторових зразків з титанових сплавів було спроектовано і виготовлено спеціалізований дослідно-промисловий комплекс, застосований у якості дослідного стенду. За допомогою цього комплексу проводилися технологічні дослідження, які дозволили визначити параметри режимів наплавлення і механічної обробки для виготовлення просторових зразків типу «стінка», «циліндр», «конус» та їх сполучення. Розроблено алгоритм процесу адитивного плазмово-дугового наплавлення зазначених зразків з титанового сплаву. Отримані зразки надалі досліджували на макро- та мікрорівнях.

Дослідження результатів 3D-друку методом адитивного плазмово-дугового наплавлення зразка типу «стінка» зі сплаву Ti–6Al–4V показали наступне. У наплавленому металі формується пластинчасто-голчаста структура мартенситного типу, яка представлена переважно фазами α′+β. В зоні переплавлення шарів відбувається розпад α′-фази на α+β фазу. Наявні ламелярні колонії α′-фази, сформовані усередині зерен. Товщина ламелей 0,5–1,1 мкм. При наплавленні кожен новий шар нагріває попередній і частково вирівнює структуру. Отримана ламелярна структура приблизно однакова в обох напрямках. Незважаючи на крупнозернисту макроструктуру, внутрішньозеренна пластинчаста структура залишається рівномірною по всьому об’єму наплавлення.

В наплавлених шарах отримана структура без дефектів. Розподіл мікротвердості має відносно рівномірний характер (у середній частині стінки 380–412 *HV*0,1, у верхній — 355–390 *HV*0,1). Структура являє собою великі кристаліти з однорідною пластинчасто-голчатою структурою, їх розміри залежать від швидкості охолодження металу. Встановлено, що внутрішньозеренна пластинчаста структура залишається рівномірною в поздовжньому і вертикальному напрямках по всьому об’єму наплавлення і забезпечує високі значення границі міцності (≈1032–1043 МПа) та границі текучості (≈961–984 МПа). Це можна пояснити наявністю мартенситної фази типу α′, що рівномірно розподіляється за об’ємом матеріалу, окрім границь розділу наплавлених шарів, та характеризується структурою типу «корзинчасте плетіння» з перекриттям пластинок мартенситу між собою під кутами, близькими до 60°, що чинить ефективну протидію тракнскристалітному розповсюдженню тріщин.

*Пленарна доповідь.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.21

ВИКОРИСТАННЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ ЯК СПОСОБУ ОТРИМАННЯ ШИХТИ ПОРОШКОВИХ ДРОТІВ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ КОРОЗІЙНОЇ СТІЙКОСТІ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ

Ю.М. Кусков, І.П. Лентюгов

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

Корозійна стійкість металів різного хімічного складу багато в чому залежить від наявності в них неметалевих включень (НВ). Виникає навколо включень об›ємно-напруженого стану викликає дифузію компонентів рідкого середовища в дану зону металу. В результаті корозійного впливу активних рідких середовищ на забруднений парафінований метал значно сильніший, ніж на чистий, рафінований метал. Відомо позитивний вплив ЕШП на зниження у переплавленому металі кількості НВ і покращення їх форми.

Досліджували вплив переплаву основного компоненту шихти — високовуглецевого ферохрому ФХ-800 самозахисної порошкового дроту ПП-30Х20МН Ø2,2 мм на корозійну стійкість наплавленого металу. Переплав гранульованого ферохрому здійснювали в струмопідвідному кристалізаторі Ø 90 мм, конструкція якого забезпечувала обертання шлакової і металевої ванн, що покращувало умови видалення з наплавленого металу НВ. Отриманий в результаті ЕШП злиток піддали подрібненню. Після чого дрібнозернистий порошок замішували на клеї КНЦ, і суха його маса розсіювалася на ситах із отриманням зерен розміром ≤0,3 мм. В подальшому порошок ферохрому (лігатура) вводили до складу шихти, яка готувалась згідно технології виготовлення звичайного порошкового дроту.

Одношарове наплавлення виконували на зразках із сталі 40Х товщиною 40 мм з перекриттям 1/2 ширини наплавлюваних валиків.

Оцінку корозійної стійкості наплавленого металу виробляли на обладнанні і по методиці Фізико-механічного інституту ім. Г.В. Карпенка з використанням електрохімічного осередку в середовищі 3 % водного розчину NaCl і витримки зразків в цьому розчині перед поляризаційними випробуваннями на протязі 10 суток. Встановлено, що корозійна стійкість зразків ($i_{кор.} \cdot 10^{-3}$, мА/см^2), наплавлених дротом виготовленим за звичайною технологією, виявилося практично в 7 разів нижче, чим у дослідних, відповідно 12 і 1,61.

Таким чином, можна рахувати розглянутий спосіб виготовлення шихти порошкових дротів перспективним для отримання наплавлених виробів з підвищеною корозійною стійкістю.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.22

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В СТАЛЯХ У8 ТА 40Х ПІСЛЯ ІМПУЛЬСНО-ПЛАЗМОВОГО ОБРОБЛЕННЯ

О.С. Кушнарьова, О.М. Берднікова, О.В. Колісниченко, Т.М. Кушнарьова, Є.Б. Андрійчук, О.І. Гончаренко

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

Одним із перспективних напрямів підвищення експлуатаційних характеристик металевих виробів є модифікування поверхневих шарів високоенергетичними методами, зокрема імпульсно-плазмового оброблення (ІПО). Воно забезпечує локальне термічне навантаження та формування зміцненого шару без нагрівання всього об'єму матеріалу. Швидке нагрівання й охолодження сприяють подрібненню структурних елементів і формуванню дисперсних фаз, змінюючи мікротвердість поверхні. Структурні перетворення залежать від параметрів ІПО, хімічного складу та вихідного стану сталі. Порівняння вуглецевої інструментальної сталі У8 і конструкційної легованої сталі 40Х дає змогу визначити особливості формування поверхневих шарів за мікроструктурою, морфологією мартенситу, параметрами тонкої структури та мікротвердістю. Досліджували сталь У8 після гартування та відпуску, а сталь 40Х — після ізотермічного гартування на бейніт в оливі за 850 °С. Сталь У8 оброблювали на установці «Імпульс-4» у середовищі газової суміші C_3H_8–O_2–N_2 за три-, п'яти- та шестикратного перекриття зон оброблення. Для сталі 40Х застосовували питомий тепловий потік $Q = 6{,}5\cdot10^8$ Вт/м^2. Структуру досліджували світловою, скануючою та просвічувальною електронною мікроскопією. У вихідному стані сталь У8 має переважно трооститу (Т) структуру з ділянками мартенситу (М). Після ІПО за трикратного перекриття формується шар товщиною 30 мкм із мікротвердістю (*HV*) 7200–7420 МПа. За п'яти- та шестикратного *HV* відповідно 6300–6570 та 4950–5670 МПа. Товщина М рейок зменшується до hp = 0,4–1,25 мкм, а щільність дислокацій (ρ) зростає до $4\cdot10^{11}$ см$^{-2}$ порівняно з $7\cdot10^{10}$–10^{11} см$^{-2}$ в основному металі (ОМ). У сталі 40Х вихідна структура — бейнітна з невеликою кількістю М. Після ІПО формується дисперсний М на глибину до 70 мкм із розміром пакетів Dп = 2–7 мкм з *HV* 5160–6550 МПа, hp = 0,1–0,85 мкм та субструктури dc = 0,03–0,19 мкм. У поверхневому шарі ρ = (2–3)·10^{11} см$^{-2}$. Перехідна зона — до 30 мкм із Т–М структурою із Dп = 5–12 мкм, *HV* = 3860–4120 МПа, hp = 0,25–1,2 мкм, dc зростає до 0,2–1 мкм, а ρ знижується до $6\cdot10^{10}$–$2\cdot10^{11}$ см$^{-2}$. В ОМ Dп = 15–25 мкм, *HV* = 4120–5090 МПа з hp = 0,1–1,3 мкм, dc = 0,1–0,6 мкм та ρ = $3\cdot10^{10}$–10^{11}см$^{-2}$. ІПО спричиняє суттєві зміни мікроструктури поверхневих шарів сталей У8 і 40Х, які обрано для порівняння через відмінності в хімічному складі, призначенні та вихідному стані. Для У8 встановлено залежність структурних параметрів і *HV* від кратності перекриття зон оброблення, тоді як для 40Х характерним є формування дисперсного М на глибину до 70 мкм. Виявлені відмінності свідчать, що результати оброблення визначаються не лише технологічним режимом, а й властивостями сталі та її вихідним структурним станом. Це необхідно враховувати під час вибору режимів ІПО для сталей різного призначення.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.23

ІЧ-ВИМІРЮВАННЯ ТЕМПЕРАТУРИ ПОПЕРЕДНЬОГО ШАРУ ПРИ FDM-ДРУЦІ PLA МАЛОФОРМАТНИМ РАДІОМЕТРИЧНИМ СЕНСОРОМ

О.М. Лисенко

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

Міцність з›єднання шарів при FDM-друці PLA залежить від температури поверхні, на яку лягає новий шар. При одночасному друці кількох деталей сопло повертається до кожної з них через інтервал обходу, за який верх деталі остигає нижче температури склування. У роботі запропоновано і перевірено метод вимірювання температури верху деталі безпосередньо перед поверненням сопла (далі T_before) радіометричним сенсором FLIR Lepton 3.1R (160×120 пікселів, плата PureThermal 3) на принтері Creality Hi (Klipper, Jetson Orin Nano). Зразки FORK2 (90×10×2 мм, шийка 5×2 мм) друкували вертикально по три в ряд з кроком 60 мм; шийка в кадрі займає близько 3 пікселів (1,8 мм/px).

Метод має п›ять кроків. 1) Кінчик сопла визначається як нижній край найбільшої плями з температурою понад 75 °C лише коли сопло друкує деталь (відстань до її осі до 6 мм, екструзія активна); позиція сопла береться з фактичного стану приводів, а не з черги планувальника. 2) Вимір дозволений, лише коли сопло відійшло далі 40 мм від деталі, інакше в зону потрапляє випромінювання сопла. 3) Піксель належить деталі, якщо за модулем відрізняється від фону свого рядка більше ніж на 3 K; модуль різниці робить умову незалежною від того, гарячий стіл чи повітря за деталлю. 4) Температура верху дорівнює медіані найконтрастніших пікселів трьох верхніх рядків силуету; значення понад 90 °C відкидаються. 5) T_before є останнім таким значенням перед тим, як сопло знову починає друкувати цю деталь.

Відсікання хибних пікселів перевірено на одному друці в спільному часовому вікні (z: 20–26 мм). Для початкової версії алгоритму, яка брала перший піксель, тепліший за повітря, розмах p10–p90 становив 13,4 K (SD 7,4 K, частка показів понад 40 °C 12,4 %), для остаточної 2,9 K (SD 1,8 K, 2,2 %) при незмінній медіані 32,4 °C. Онлайн- і офлайн-реалізації в одному вікні дали медіани 31,5 і 31,0 °C (SD 0,9 K).

При обдуві 100 % і трьох деталях у ряду T_before на висоті 32–90 мм становить 29,0 °C (p10–p90 28,0–30,1 °C, $n = 873$), різниця медіан між деталями становить близько 0,3 K, нахил по висоті –0,003 °C/мм, тобто T_before стаціонарна і нижча за діапазон склування PLA (50–63 °C за ДСК). Інтервал між візитами сопла 15,6 с; з 2-ї по 14-ту секунду після відходу сопла верх деталі остигає лише на 1,3 K, тому результат нечутливий до моменту зняття. Нижче $z \approx 26$ мм верх деталі проєктується на гарячий стіл, медіана показів зростає до 36 °C, а p90 до 46 °C; це межа застосовності методу, а не нагрів деталі.

Метод дає оперативний тепловий сигнал для діагностики режиму мультидруку і є основою для подальшого зіставлення T_before з міцністю з›єднання шарів.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.24

МЕТРОЛОГІЧНІ МЕЖІ МАЛОФОРМАТНОГО ІЧ-СЕНСОРА ПРИ КОНТРОЛІ ТЕМПЕРАТУРИ ТОНКОСТІННОЇ ДЕТАЛІ У FDM-ДРУЦІ

О.М. Лисенко

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

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ, Україна

Радіометричні сенсори формату 160×120 (FLIR Lepton) зручні для вбудованого контролю FDM-друку, але при вимірюванні деталі товщиною 2 мм працюють на межі роздільності. У роботі оцінено складові похибки такого вимірювання для зразка FORK2 (90×10×2 мм, шийка 5×2 мм) з сенсором Lepton 3.1R на принтері Creality Hi. Масштаб кадру визначено двома незалежними способами: за нахилом рядка верху деталі в кадрі відносно висоти друку (0,54–0,56 px/мм для трьох деталей, r = –0,998) та за відстанню між стовпцями кінчика сопла над деталями, розставленими з кроком 60 мм (32–34 px). Обидва способи дають 1,8 мм/px; попередня оцінка 1,3 мм/px з геометрії стенда ними не підтверджується. Шийка 5 мм займає 2,8 px, а один піксель по висоті відповідає 9–13 шарам товщиною 0,14–0,20 мм, тобто вимірюється температура верхніх ~1,8 мм деталі, а не поверхні контакту шарів.

Частковий піксель і фон. Верхній рядок силуету заповнений деталлю на частку f, і показ дорівнює f·T_д + (1-f)·T_ф. При f = 0,5, T_д = 29 °C і фоні повітря 23 °C заниження становить 3 K; при фоні столу 48 °C завищення сягає 9,5 K. Медіана по трьох верхніх рядках бере середній, повністю заповнений рядок і усуває цей зсув; залишковий вплив видно лише при висоті менш як 26 мм, де верх деталі проєктується на стіл: медіана показів 36 °C і p90 46 °C проти 29,0 °C (p10-p90 28,0–30,1 °C) при z 32–90 мм. Достовірна зона починається від z ≈ 26 мм і для іншого положення камери визначається заново. По горизонталі береться найконтрастніший (центральний) піксель рядка, бо крайні змішані з фоном.

Емісійність. Сигнал перераховується в температуру без корекції ε; табличне для PLA ε ≈ 0,92 на зразку не калібрувалося. Оцінка першого порядку $\Delta T \approx (1–\varepsilon)(T – T_{амб})$ при T_амб = 23 °C дає заниження 0,5 K при 29 °C і 2,8 K при 58 °C, що менше за паспортну похибку сенсора ±5 °C. Абсолютні значення потребують калібрування термопарою, порівняння коректні лише в межах однієї сесії.

Нестаціонарність теплового режиму. Перший контрольний друк одиночного зразка FORK2 (80 мм/с, шар 0,14 мм, без корекції обдуву, Lepton 3.5, 947 пар кадрів з кроком 3 с) показав зростання медіанної температури на 2 px нижче кінчика сопла з 73 до 92 °C між висотами 10–20 і 70–80 мм (+19 °C за 60 мм). Ця величина не є T_before, але показує, що тепловий стан деталі змінюється з висотою, тому режими порівнюються лише на однаковому z.

При 1,8 мм/px похибка від часткового пікселя і фону (до 10 K) переважає вплив емісійності (до 3 K) і співмірна з паспортною ±5 °C; усувається вона не корекцією ε, а правилами відбору пікселів і обмеженням робочої зони по висоті.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.25

ТРИДЖЕРЕЛЬНЕ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВЕ PVD-ОСАДЖЕННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ НАНОЧАСТИНОК Ag/Cu З МАТРИЦЕЮ NaCl ТА ЇХНЯ АНТИМІКРОБНА ДІЯ

С.Є. Литвин[1], Ю.А. Курапов[1], О.В. Горностай[1], Л.А. Крушинська[1], Я.А. Стельмах[1], О.І. Оранська[2], Н.М. Рубан[3]

[1]Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

[2]Інститут хімії поверхні ім. О.О. Чуйка НАН України, Київ

[3]ДУ «Інститут епідеміології та інфекційних хвороб ім. Л.В. Громашевського» НАМНУ, Київ

Розробка біосумісних бактерицидних наноматеріалів із високим рівнем хімічної чистоти є актуальним завданням сучасної наномедицини. Одночасне застосування наночастинок срібла та міді дозволяє підвищити антимікробну ефективність за рахунок синергетичної дії. Фізичні методи вакуумно-парової конденсації (EB–PVD) відкривають широкі можливості для синтезу чистих гетерофазних наносистем без застосування хімічних відновників. Конденсати NaCl–Ag–Cu отримували у вакуумі шляхом сумісного випаровування складників із трьох незалежних тиглів на мідну підкладку з водоохолодженням за температури близько 45 °C. Регулюванням швидкостей випаровування міді та срібла формували композиції з евтектичним (Ag/Cu ~2,5–3,0) та заевтектичним (Ag/Cu ~3,0–4,0) співвідношенням і сумарним вмістом металів (Me) 10–44 мас.%. Дослідження проводили за допомогою СЕМ з EDX INCA 200, РФА, ТЕМ та ТГА. Антибактеріальну активність оцінювали за показником МІК щодо *S. aureus* ATCC 10832 суспензійним методом.

Конденсати мають пористу колонарну структуру з середнім розміром елементів 0,5–5 мкм. Виявлено горизонтальну періодичну шаруватість, зумовлену кінетикою випаровування. Зі зростанням вмісту металевої фази від 15 до 44 мас. % спостерігається подрібнення кристалітів NaCl від 1,5–3,0 мкм до 0,5–1,0 мкм. За даними РФА (рівняння Шеррера) та ТЕМ (гістограми розподілу), кристаліти (металеві складова) мають сферичну форму та середній діаметр 10–17 (36–43) нм, відповідно. При багатофазності системи (NaCl, Ag, Cu, Cu_2O) частинки срібла та міді формують самостійні кристаліти (РФА) або біметалеві агломерати (Ag/Cu) зі смугами мікродвійнування (ТЕМ). ТГА-аналіз на повітрі показав, що при 50–250 °C відбувається десорбція адсорбованої вологи (втрата маси 1,2–3,0 %). В інтервалі 250–400 °C проходило окислення металів, а вище 400 °C — дисоціація оксиду срібла. МІК наночастинок Ag/Cu щодо S. aureus становить 10 мг/л, що відповідає значенню МІК розчину $AgNO_3$, але перевищує іонну форму міді ($CuSO_4$, МІК = 500 мг/л) у 50 разів за бактерицидною ефективністю.

Реалізовано тритигельний процес EB-PVD синтезу пористих нанокомпозитів NaCl–Ag–Cu. Головним чинником дисперсності є загальний вміст металевої фази, тоді як співвідношення Ag/Cu тонко регулює дисперсність і характер упаковки НЧ на поверхні матриці. Отримані колоїдні системи Ag/Cu демонструють високу антибактеріальну активність при суттєво меншій токсичності порівняно з розчинними солями іонів відповідних металів.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.26

ВПЛИВ ІМПУЛЬСНОГО ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПОЛЯ НА СТРУКТУРНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АМг6*

Л.М. Лобанов, М.О. Пащин, О. М. Берднікова,
О.С. Кушнарьова, О.Л. Міходуй, С.Г. Григоренко
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

Одним з перспективних напрямків впливу на фізико-механічні характеристики металевих матеріалів та зварних з'єднань є їх оброблення імпульсним електромагнітним полем (ОІЕМП). Механізм ОІЕМП базується на взаємодії електромагнітного поля із вихровими струмами, які наводяться в зварному з'єднанні із неферомагнітних матеріалів, наслідком чого є утворення електродинамічної сили тиску на метал шва. Розроблено і виготовлено імпульсне джерело живлення і індукторну систему для ОІЕМП зварних з'єднань. В роботі наведено результати досліджень мікроструктури зварного з'єднання алюмінієвого сплаву АМг6, що було виконано автоматичним зварюванням методом TIG, а потім піддано ОІЕМП. Дослідженнями методом світлової мікроскопії встановлено, що в умовах ОІЕМП зварного з'єднання сплаву АМг6 спостерігається загальне подрібнення зеренної структури при зменшенні коефіцієнта форми зерен. Це буде сприяти збільшенню складової зеренного зміцнення згідно теорії Холла–Петча та збільшенню опору руйнуванню металу зварного з'єднання в результаті формування найбільш рівноосної структури. Дослідженнями мікроструктури металу зварного шву методом трансмісійної електронної мікроскопії встановлено особливості тонкої структури, що формується в металі зварного шва під дією ОІЕМП за механізмом міждислокаційної взаємодії та її вплив на зміцнення металу. В умовах ОІЕМП зварного з'єднання в металі шва формується субструктура при рівномірному розподілі щільності дислокацій, яка відрізняється за параметрами від металу шва, що отримано без ОІЕМП. Мікроструктура, що формується при дії ОІЕМП, забезпечує рівномірний рівень дислокаційного та субструктурного зміцнення металу шва за рахунок відсутності градієнтів за щільністю дислокацій та однорідної дисперсної субструктури. Доведено, що ОІЕМП сприяє перерозподілу дефектів кристалічної гратки в умовах інтенсифікації дислокаційних джерел у кристалічній структурі металу зварного з'єднання сплаву АМг6 та рівномірному рівню щільності дислокацій. Така структура забезпечує відсутність концентраторів локальних внутрішніх напружень при загальному зменшенні їх градієнтів в металі зварного шва.

*Пленарна доповідь.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.27

ЗАСТОСУВАННЯ ФОТОГРАММЕТРІЇ ТА МЕТОДІВ ШТУЧНОГО ІНТЕЛЕКТУ ДЛЯ ОЦІНЮВАННЯ ТЕХНІЧНОГО СТАНУ ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ КОНСТРУКЦІЙ*

Л.М. Лобанов, Д.І. Стельмах, В.В. Савицький, О.П. Шуткевич, І.Л. Шкурат

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

Забезпечення надійної експлуатації великогабаритних металевих конструкцій потребує застосування ефективних методів контролю їхнього технічного стану, особливо за наявності важкодоступних ділянок, значних висот та експлуатаційних або бойових пошкоджень. Традиційні методи обстеження часто потребують залучення спеціалізованої техніки та виконання робіт безпосередньо поблизу конструктивних елементів. Перспективним напрямом удосконалення таких робіт є поєднання фотограмметричних методів тривимірної реконструкції з алгоритмами штучного інтелекту для автоматизованого виявлення та кількісного оцінювання поверхневих дефектів.

Для отримання вихідних даних застосовувався БПЛА DJI Mavic 3 Enterprise з RTK-модулем, що забезпечує дистанційне фотографування конструкцій та отримання координатної інформації. Побудову тривимірних моделей виконували у програмному забезпеченні 3DF Zephyr на основі бази даних зображень із БПЛА. Отримані 3D-моделі використовували для визначення геометричних характеристик конструктивних елементів, зокрема їхніх довжин, кутів та характерних розмірів видимих пошкоджень.

Для автоматизованого аналізу фотографічних зображень досліджувалися згорткові нейронні мережі архітектур U-Net та YOLO. Моделі застосовувалися для виявлення, сегментації та локалізації пошкоджених ділянок конструкцій на основі попередньо підготовлених анотацій зображень.

Практичну апробацію запропонованого підходу виконано на прикладах обстеження великогабаритних металевих конструкцій, зокрема Київської телевежі та стільникової вежі. За результатами фотограмметричної реконструкції продемонстровано можливість визначення геометричних параметрів конструкцій і вимірювання характерних розмірів пошкоджень. Застосування нейронних мереж забезпечило автоматизоване виявлення та сегментацію дефектів типу корозії, тріщин і розривів. Отримані результати також продемонстрували можливість визначення площі пошкоджених ділянок на основі сегментації зображень із подальшим перенесенням результатів на тривимірну модель конструкції.

Таким чином, запропонований підхід дає змогу поєднання геометричного аналізу конструкцій засобами фотограмметрії з автоматизованим розпізнаванням поверхневих дефектів за допомогою нейронних мереж. Його застосування створює передумови для формування цифрових моделей технічного стану великогабаритних конструкцій, автоматизованого складання дефектних відомостей та подальшого оцінювання впливу виявлених пошкоджень на міцність та роботоздатність конструкцій.

*Пленарна доповідь.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.28

ГІБРИДНІ ПРОЦЕСИ ПРИ ЗВАРЮВАННІ БІОЛОГІЧНИХ ТКАНИН: БІОФІЗИЧНІ МЕХАНІЗМИ ТА КРИТЕРІЇ ОЦІНЮВАННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ

К.Г. Лопаткіна[1], О.В. Романенко[1], В.А. Ткаченко[1], С.В. Ткаченко[1], С.Є. Подпрятов[1,3], С.С. Подпрятов[2], С.Д. Грабовський[1], А.М. Рубленко[4]

[1]Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ, Україна
[2]Київська міська клінічна лікарня № 1, Київ, Україна
[3]Клініка Адоніс, Київ, Україна
[4]Українська військово-медична академія, Київ, Україна

Актуальність. Сучасні технології зварювання активно розвиваються пов'язуючи свій розвиток із використанням висококонцентрованих джерел енергії та їх комбінації з можливістю керування процесом формування зварних з'єднань. Одним із перспективних напрямів розвитку технологій з'єднання біологічних тканин є застосування гібридних процесів, які передбачають комбіноване використання різних видів енергетичного впливу. На відміну від традиційного зварювання металів, формування з'єднань біологічних тканин відбувається внаслідок складних фізико-хімічних і біофізичних перетворень білкових структур, що супроводжуються зміною електричних, теплових і механічних властивостей тканини. Перспективним напрямом є розробка методів оцінювання ефективності гібридних технологій з урахуванням не лише енергетичних параметрів, а й характеру та швидкості структурної трансформації біологічного матеріалу.

Мета роботи. Систематизація основних гібридних процесів зварювання біологічних тканин, аналіз їхніх фізичних і біофізичних механізмів та обґрунтування критеріїв порівняльного оцінювання енергетичної ефективності на основі коефіцієнта структурної трансформації та швидкості структурної трансформації.

Гібридні процеси зварювання біологічних тканин ґрунтуються на комбінованому використанні декількох джерел енергії або фізичних механізмів впливу, які доповнюють один одного забезпечуючи нові умови формування зварного з'єднання.

Літературний аналіз наукових публікацій показує, що сучасні технології з'єднання біологічних тканин характеризуються різними способами підведення енергії та механізмами структурних перетворень біологічного матеріалу. На основі узагальнення опублікованих експериментальних і теоретичних досліджень запропоновано систематизацію гібридних процесів біологічних тканин за характером поєднання енергетичних впливів. Це впливи високочастотним струмом (ВЧ), ультразвуком (УЗ), лазером, механічно (стисненням) та теплом.

1. Високочастотний струм і механічне стискання. Під час проходження високочастотного струму через тканину відбувається потужний електромагнітний вплив, включно з джоулевим нагріванням. Механічне стискання змінює геометрію тканини, забезпечує контакт поверхонь, сприяє витісненню міжтканинної рідини та зближенню білкових структур.

2. Високочастотний струм та ультразвук. Електрична складова забезпечує локальне нагрівання тканини, тоді як ультразвукові коливання спричиняють циклічні механічні деформації, внутрішнє тертя та дисипацію механічної енергії. Їх поєднання потенційно дає змогу керувати тепловими й механічними складовими структурної трансформації. Ефективність такого поєднання потребує експериментального підтвердження.

3. Лазерне випромінювання та механічне стискання. Поглинання лазерної енергії тканинними хромофорами або спеціальними поглиначами супроводжується фототермічним перетворенням енергії та локальним нагріванням. Механічний контакт забезпечує формування зони з'єднання. Перевагою є можливість просторової локалізації енергетичного впливу.

4. Лазерне випромінювання та біосумісний з'єднувальний матеріал. Теплова дія лазера забезпечує денатурацію білкових компонентів припою або полімерного матеріалу та формування проміжного з'єднувального шару. Перевагою є можливість заповнення нерівностей контактних поверхонь. Цей процес може належати до лазерного паяння біологічних тканин.

5. Ультразвукові коливання та контрольований тепловий вплив. Механічні коливання спричиняють деформацію тканинних структур і внутрішнє тертя, а теплова складова забезпечує денатурацію білків та формування міжтканинного зв'язку.

Принципова відмінність зварювання біологічних тканин від зварювання металів полягає в механізмі формування з'єднання. У металах він ґрунтується на плавленні, дифузії чи твердофазній взаємодії атомів. У біологічних тканинах визначальними є контрольована денатурація білків, дегідратація, перебудова колагенових структур та утворення міжмолекулярних взаємодій. При цьому важливими є структура, вміст води, концентрація електролітів, пористість, ін.

Для порівняння ефективності різних гібридних технологій пропонується використання методології структурної трансформації біологічних тканин. Її основу становлять коефіцієнт структурної трансформації, який характеризує зміну структурного стану тканини відносно початкового та швидкість структурної трансформації. Для високочастотного зварювання оцінювання структурного стану може здійснюватися на основі часової залежності електричного опору. Для інших гібридних процесів передбачається формування відповідних залежностей коефіцієнта структурної трансформації на основі вимірюваних фізичних і структурних параметрів. Такий підхід дає змогу враховувати не тільки досягнутий ступінь трансформації, а й кінетику його формування.

Комплексне оцінювання ефективності пропонується проводити за сукупністю показників: коефіцієнта структурної трансформації, швидкість структурної трансформації, питомого енерговкладення, механічної міцності та герметичності з'єднання. Це створює передумови для розроблення єдиної методики порівняння різних способів енергетичного впливу з урахуванням структурних особливостей конкретного типу біологічної тканини.

Висновки. Гібридні процеси є перспективним напрямом удосконалення технологій зварювання біологічних тканин завдяки можливості поєднання та взаємного регулювання різних фізичних механізмів енергетичного впливу.

Запропоновано методологічний підхід до порівняльного оцінювання ефективності гібридних технологій на основі коефіцієнта структурної трансформації. Його застосування створює наукові передумови для оптимізації енергетичних режимів, зменшення небажаного термічного пошкодження та підвищення якості зварних з'єднань різних типів біологічних тканин.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.29

УНІВЕРСАЛЬНИЙ ДОСЛІДНИЙ КОМПЛЕКС ЯК НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ПЛАТФОРМА ДЛЯ РОЗРОБКИ ТЕХНОЛОГІЙ З'ЄДНАННЯ ТА ОБРОБКИ БІОЛОГІЧНИХ ТКАНИН

К.Г. Лопаткіна, О.В. Романенко, В.А. Ткаченко, С.В. Ткаченко, В.А. Васильченко, С.Д. Грабовський, В.Ю. Буряк, Є.Є. Мацас

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

Актуальність. Розвиток електрохірургічних технологій потребує поглибленого вивчення механізмів енергетичного впливу на біологічні тканини для удосконалення їх з'єднання, коагуляції, різання та обробки. Важливим є створення експериментальних платформ для дослідження нових технологій, обладнання та оцінки структурних змін тканин.

Мета роботи. Узагальнити основні напрямки та результати експериментальних досліджень на дослідному комплексі, визначити його можливості для розвитку високочастотних, електропораційних і гібридних технологій та створення технічних засобів їх реалізації.

Матеріали та методи. Дослідження проводились протягом 35 років науковою групою Інституту електрозварювання ім. Є.О.Патона НАН України у співпраці з медичними установами України. Об'єктами були біологічні тканини, їх аналоги та біоімітатори. Експериментальна база — ВЧ-генератори типу ЕКВЗ-300 та їх модифікації, стенд, спеціалізований інструментарій і системи реєстрації параметрів енергетичного впливу. Дослідження передбачали варіювання електричних і механічних параметрів, конструкцій робочих елементів та умов контакту з тканиною.

Основні результати. Сформовано три взаємопов'язані напрями досліджень. Перший — високочастотне електрозварювання, коагуляція, різання та обробка біологічних тканин. Вивчено вплив технологічних параметрів на електрофізичні й структурні характеристики матеріалу. На прикладі тонкої кишки досліджено динаміку електричного опору та визначено характерні стадії його зміни під час ВЧ-впливу. Другий напрям — електропораційні технології, у межах якого досліджуються зміни проникності клітинних мембран під дією електричного поля. Розроблено генератор АВІ-3500 і дослідні зразки багатогольчатих інструментів. Третій напрям — гібридні технології ВЧ+УЗ. Створено експериментальні конструкції апаратів, стенду та макетів інструментів для послідовної та одночасної подачі високочастотної та ультразвукової енергії, досліджуються зміни опору й імпедансу тканин за комбінованого впливу. За останнє десятиліття на комплексі проведено 7000 експериментів приблизно на 15 типах біологічних матеріалів. Створено прототипи мобільних автономних ВЧ-генераторів МАВ-100, МАВ-200, МАВ-300.

Висновки. Універсальний дослідний комплекс є науково-експериментальною платформою, що поєднує дослідження фізичних механізмів впливу енергетичних факторів на біологічні тканини з розробкою технологій, спеціалізованого інструментарію та обладнання. Подальший розвиток робіт пов'язаний із поглибленим вивченням гібридних процесів, удосконаленням систем реєстрації й контролю електрофізичних характеристик та створенням нових технічних засобів для реалізації перспективних електрохірургічних технологій.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.30

ЕЛЕКТРОМАГНІТНЕ КЕРУВАННЯ ПРИ ПЛАЗМОВОМУ НАПЛАВЛЕННІ СТАЛІ 12Х18Н10Т З АКСІАЛЬНОЮ ПОДАЧЕЮ ПОРОШКУ

Н.О. Макаренко, Г.М. Кущій, О.А. Бєзгін

Донбаська державна машинобудівна академія, Краматорськ

Плазмове порошкове наплавлення застосовують для відновлення та зміцнення робочих поверхонь деталей, що експлуатуються в умовах зношування, підвищених температур і корозійного впливу. Одним із перспективних способів впливу на плазмову дугу та розплавлену ванну є застосування зовнішніх магнітних полів. Дослідження магнітного керування дуговими процесами підтверджують можливість зміни характеристик дуги, умов формування наплавленого шару та його структури. Водночас практичний ефект залежить від конфігурації магнітного поля та умов його взаємодії з плазмовою дугою і розплавом.

Мета роботи — представити результати розроблення й апробації лабораторного пристрою для створення керованого магнітного поля в зоні плазмової дуги та порівняти структуру, пористість і мікротвердість наплавленого металу сталі 12Х18Н10Т за різних конфігурацій магнітного впливу під час наплавлення з аксіальною подачею порошку.

Дослідження проводили під час плазмового порошкового наплавлення пластин із нержавіючої сталі 12Х18Н10Т за струму 160–200 А, напруги 28–32 В, швидкості подачі порошку 25–40 г/хв. Для порівняння використовували чотири режими: без зовнішнього магнітного поля, з поздовжнім полем, з поперечним полем і з комбінованим полем. Технологічні параметри наплавлення підтримували незмінними, змінюючи лише конфігурацію магнітного впливу.

Магнітне поле створювали три феромагнітні осердя з котушками у складі лабораторного макета, розташовані під кутом 30–40° до осі електрода та під 120° одне до одного. Струм у кожній котушці регулювали незалежно в межах 20–40 А, що забезпечувало розрахункову індукцію в зоні дуги 25–30 мТл; використовували модуляцію поля з частотою 5 Гц. Комбіноване поле формували одночасною роботою всіх трьох котушок.

Мікроструктуру досліджували за допомогою сканувального електронного мікроскопа ZEISS EVO 40 XVP за прискорювальної напруги 20 кВ. Пористість оцінювали кількісним аналізом SEM-зображень шліфів як відношення сумарної площі пор до площі досліджуваної ділянки. Мікротвердість визначали методом Віккерса за навантаження *HV*0,2.

За відсутності магнітного поля наплавлений метал характеризувався грубою дендритно-комірчастою структурою. За даними кількісного аналізу SEM-зображень, пористість становила 0,5–1,0 %, а мікротвердість — близько 180 *HV*0,2, що узгоджується з літературними даними для аустенітних наплавлених шарів.

Застосування поздовжнього магнітного поля сприяло подрібненню структури; пористість за тими ж оцінками знижувалася до 0,2–0,3 %, мікротвердість підвищилася до 240 *HV*0,2. За дії поперечного поля мікротвердість становила близько 270 *HV*0,2.

Найбільш виражені зміни зафіксовано за комбінованого впливу: формувалася однорідніша дрібнодендритна структура, а мікротвердість досягала 370 *HV*0,2. Слід зазначити, що наведені значення є результатом обмеженої серії вимірювань. Такий приріст мікротвердості може бути зумовлений комплексом факторів — як подрібненням дендритної структури, так і можливими фазовими змінами внаслідок швидкої кристалізації; кількісний розподіл внесків цих механізмів у межах цієї роботи не виконувався. Пористість за комбінованого впливу, за даними аналізу SEM-зображень, знижувалася до 0,1–0,2 % у досліджених полях зору, що слід розглядати як орієнтовну оцінку.

Виявлені зміни можна пов’язати з впливом магнітного поля на рух плазмової дуги та гідродинаміку розплавленої ванни. Електромагнітні сили можуть посилювати перемішування розплаву, змінювати умови тепломасообміну та впливати на розвиток дендритної структури під час кристалізації. Водночас для кількісного підтвердження окремих механізмів необхідні додаткові дослідження.

Висновки

1. Розроблено та апробовано лабораторний макет пристрою для генерації зовнішнього керованого магнітного поля в зоні плазмової дуги, що складається з трьох феромагнітних осердь з котушками, розташованих під

кутом 30–40° до осі електрода та під 120° одне до одного. Макет забезпечує незалежне регулювання струму в кожній котушці в межах 20–40 А (розрахункова індукція 25–30 мТл, частота модуляції 5 Гц).

2. Експериментально досліджено вплив поздовжнього, поперечного та комбінованого магнітних полів на структуру й властивості металу, отриманого плазмовим порошковим наплавленням сталі 12Х18Н10Т з аксіальною подачею порошку. Установлено, що застосування магнітного поля сприяє подрібненню дендритно-комірчастої структури та зменшенню пористості наплавленого шару: за комбінованого впливу пористість становила 0,1–0,2 % порівняно з 0,5–1,0 % без магнітного поля.

3. Найвище значення мікротвердості — 370 *HV*0,2 — отримано за комбінованого магнітного поля (без поля — близько 180 *HV*0,2); для встановлення внеску окремих механізмів необхідні додаткові дослідження.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.31

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ВИСОКОМАРГАНЦЕВОГО ПРИПОЮ

С.В. Максимова, В.В. Воронов, П.В. Ковальчук

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

Структурний стан багатокомпонентних припійних сплавів на базі системи Cu–Mn–Ni–Co– (Si, B) значною мірою визначає їхні механічні та технологічні властивості, зокрема здатність до подальшої пластичної деформації. У литому стані такі сплави можуть характеризуватися значною структурною та хімічною неоднорідністю, зумовленою ліквацiйними процесами та наявністю окремих структурних складових із підвищеною твердістю, що обмежує можливості їх подальшої обробки тиском. У зв'язку з цим дослідження впливу режимів термічної обробки на структуру та властивості припійних сплавів є важливим етапом розроблення технології виготовлення припою у вигляді тонкої стрічки із застосуванням пластичної деформації.

За результатами досліджень встановлено, що у вихідному (литому) стані структура високомарганцевого припою характеризується вираженою дендритною морфологією та неоднорідним розподілом легувальних елементів. Проведення термічної обробки зумовлює дифузійний перерозподіл компонентів, сприяє зменшенню хімічної неоднорідності та ліквацiйних ефектів у структурі сплаву. Показано, що ефективність структурних перетворень визначається сукупним впливом температури, тривалості термічної витримки, а також умов подальшого охолодження. Зокрема, вибір відповідного режиму термічної обробки дає змогу істотно знизити мікротвердість припою, що створює передумови для підвищення його технологічної пластичності.

На основі отриманих результатів встановлено взаємозв’язок між параметрами термічної обробки, структурним станом і мікротвердістю високомарганцевого припою. Визначені закономірності можуть бути використані для обґрунтування раціональних режимів термічної обробки та розроблення технологічного процесу виготовлення припою у вигляді тонкої стрічки методом обробки тиском.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.32

МОРФОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ ПАЯНИХ З'ЄДНАНЬ ТИТАН–МІДЬ

С.В. Максимова, П.В. Ковальчук, В.В. Воронов

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

У машинобудуванні та енергетичному приладобудуванні різнорідні з’єднання титану з мідними сплавами використовують для виготовлення елементів силових установок, що поєднують високу питому міцність і корозійну стійкість титанових сплавів із високою електро- та теплопровідністю міді. Одним із перспективних методів їх отримання є високотемпературне вакуумне паяння. Водночас формування якісних з’єднань таких матеріалів ускладнюється суттєвими відмінностями їхніх фізико-хімічних властивостей, що зумовлює необхідність дослідження закономірностей контактної взаємодії в системі титан-припій-мідний сплав.

У роботі досліджено особливості формування структури паяних з’єднань титанового сплаву (ВТ20) з мідним сплавом (БрХ) із застосуванням адгезійно-активного припою системи Ag–Cu–In–Ti (Incusil-ABA). Визначено характеристики розтікання припою по поверхні основних матеріалів і відповідні значення контактних кутів змочування. Методом локального мікрорентгеноспектрального аналізу визначено розподіл хімічних елементів у зоні міжфазної взаємодії та в паяному шві.

Встановлено, що під час вакуумного високотемпературного паяння з'єднань титан-мідь відбуваються інтенсивні дифузійні процеси, зумовлені градієнтами концентрацій компонентів припою та основних металів, а також нерівноважними умовами кристалізації. У результаті в паяному шві формується матриця — сплав на основі срібла, що збагачений індієм, зерна фази на основі міді та реакційні шари на основі інтерметалідних сполук системи Ti–Cu. Виявлено закономірне зменшення вмісту титану у напрямку від титанової основи до центральної частини паяного шва, що супроводжується відповідним зростанням концентрації міді. Міжфазна границя припій-мідь не має чітких меж, спостерігається проникнення срібної складової вздовж границь зерен.

Отримані результати характеризують особливості контактної взаємодії титанового та мідного сплаву з активним припоєм Incusil-ABA і поглиблюють розуміння закономірностей формування міжфазних реакційних шарів та структурних складових паяного шва під час високотемпературного вакуумного паяння.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.33

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ6 В УМОВАХ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО АДИТИВНОГО НАПЛАВЛЕННЯ В ПОРОШКОВОМУ ШАРІ*

В.А. Матвійчук, В.М. Нестеренков, О.М. Берднікова

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

Адитивні електронно-променеві технології є перспективним напрямом виготовлення відповідальних виробів із титанових сплавів для авіаційної, енергетичної та біомедичної галузей. Одним із найбільш поширених матеріалів є титановий сплав ВТ6 (Ti–6Al–4V), для якого актуальним залишається встановлення закономірностей формування структури та властивостей залежно від параметрів процесу електронно-променевого наплавлення.

Метою роботи було дослідження особливостей структуроутворення сплаву ВТ6 під час електронно-променевого наплавлення в порошковому шарі та визначення раціональних параметрів процесу, що забезпечують формування однорідної структури з мінімальною дефектністю.

Дослідження виконували на експериментальному адитивному електронно-променевому обладнанні Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. Як вихідний матеріал використовували сферичний порошок сплаву ВТ6 фракції 40–160 мкм. Виготовлено 50 дослідних зразків розміром 25×25×7,5 мм у середовищі високого вакууму з тиском 10^{-2} Па при прискорювальній напрузі електронно-променевої гармати 60 кВ. Швидкість переміщення електронного променя змінювали в діапазоні 500–12000 мм/с, а густину енергії електронного променя — від 15 до 40 Дж/мм^3.

Аналіз морфології поверхні дозволив класифікувати зразки на три групи: з пористою, гладкою та бугристою поверхнею. Встановлено, що гладка морфологія відповідає найбільш сприятливим умовам формування структури та була обрана як критерій відбору режимів для подальших досліджень.

Металографічні дослідження показали, що для всіх зразків характерна пошарова структура, типова для адитивної електронно-променевої технології (ЕВМ). Виявлено окремі ділянки несплавлень між шарами, локальні пори та мікронеоднорідності, однак їхня кількість і розміри істотно залежали від параметрів процесу. Найбільші дефекти спостерігалися при граничних режимах друку, тоді як за оптимальних параметрів дефектність була мінімальною.

Дослідженнями методом скануючої електронної мікроскопії встановлено, що мікроструктура наплавленого металу складається переважно з пластинчастої α′-фази з незначною кількістю β-фази. Пластинчасті структури мають пакетну морфологію. Середні розміри пластин α′-фази становили 1,48–2,29 мкм за товщиною та 5,12–11,66 мкм за довжиною. Показано, що зі зміною параметрів процесу найбільш суттєво змінюється довжина пластин, тоді як їх товщина залишається відносно стабільною. Переважно формується тонкопластинчаста структура з коефіцієнтом форми пластин α′-фази $\chi = 4–5$.

Хімічний склад усіх дослідних зразків відповідав нормативним вимогам до сплаву ВТ6, що свідчить про відсутність суттєвих змін складу під час електронно-променевого наплавлення.

Рівень мікротвердості металу перебував у межах *HV* 192,1–392,4 та характеризувався відносно рівномірним розподілом по перерізу зразків.

За результатами досліджень визначено раціональні режими електронно-променевого наплавлення: 500 мм/с при 40 Дж/мм^3, 4000 мм/с при 24 Дж/мм^3, 6000 мм/с при 18 Дж/мм^3 і 8000 мм/с при 16 Дж/мм^3. Зазначені параметри забезпечують формування дисперсної α′-структури в матеріалі зразків зі сплаву ВТ6, мінімальну дефектність металу та рівномірний розподіл мікротвердості, що підтверджує перспективність технології ЕВМ для виготовлення виробів із прогнозованими властивостями.

*Пленарна доповідь.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.34

ВПЛИВ РЕЖИМІВ ЗВАРЮВАННЯ НА РЕСУРС ЗВАРНИХ ПОГЛИНАЮЧИХ СТРИЖНІВ СИСТЕМИ УПРАВЛІННЯ ТА ЗАХИСТУ РЕАКТОРУ ВВЕР-1000

О.О. Махненко, О.С. Міленін, О.А. Великоіваненко, Г.П. Розинка

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

В ядерному реакторі типу ВВЕР-1000 в СУЗ застосовують 61 ПЕЛ, в кожному з яких по 18 поглинаючих стрижнів (ПС), які забезпечують швидке припинення ядерної реакції та автоматичну підтримку потужності на заданому рівні. Всього налічується 1098 ПС, чий ресурс складає 10 років. Перспективне використання поглиначів в таблетковій формі дає змогу оптимізувати нейтронно-фізичні характеристики та потенційно збільшити ресурс ПС СУЗ до 20–30 років. Тому актуальним стає забезпечення структурної цілісності зварної конструкції ПС на відповідний термін експлуатації.

Складність експлуатаційного впливу на елементи СУЗ зумовлює необхідність вивчення особливостей протікання фізичних і технологічних процесів, а також врахування особливостей НДС, пов'язаних зі зварюванням і радіаційним окрихченням матеріалу, з метою забезпечення надійності та збільшення терміну їх експлуатації. Розглянуті додаткові варіанти технологічних параметрів зварювання нижнього кільцевого з'єднання оболонки ПС з конусом з метою розробки рекомендацій щодо підвищення опору проти крихкого руйнування.

Проведене дослідження НДС в зоні з'єднання при різних режимів експлуатації. Найбільш високі напруження визначені в режимі Транспортно-технологічних операцій після зупинки роботи реактора, коли немає зовнішнього тиску теплоносія, а внутрішній тиск від розпухання поглинаючого матеріалу може досягати 3 МПа, що викликає локальне збільшення нормальних розтягувальних напружень до 540 МПа.

Проведено розрахунок розподілу запасу крихкої міцності в області зварного з'єднання на основі методу постульованих тріщин та двопараметричного критерію крихко-в'язкого руйнування. В'язкість руйнування сплаву 42ХНМ приймалась з урахуванням максимального радіаційного окрихчення. В якості мінімального лінійного розміру еліптичної підповерхневої тріщини приймалася товщина стінки оболонки ПЕЛ в 0,5 мм.

Зварювання з підігрівом до 150 °С, а також зварювання з підвищеною погонною енергією (до 150 %) дозволяє суттєво підвищити значення мінімального коефіцієнту запасу крихкої міцності за рахунок зниження рівня максимальних залишкових напружень. Проведення локальної післязварювальної термічної обробки при 650 °С також призводить до часткової релаксації залишкових напружень і відповідно до підвищення опору крихкому руйнуванню.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.35

ЗАСТОСУВАННЯ ЦИФРОВИХ РЕНТГЕНОТЕЛЕВІЗІЙНИХ СИСТЕМ ДЛЯ КОНТРОЛЮ ОБ'ЄКТІВ ІЗ КОМПОЗИТНИХ МАТЕРІАЛІВ

С.Р. Михайлов, М.М. Карманов

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

Композитні матеріали широко застосовуються в авіації, автомобіле-, машинобудуванні, металургії, в хімічній і нафтохімічній промисловості, медицині, для виготовлення спортивного спорядження тощо. Нині технології виробництва елементів і виробів з композиційних матеріалів розвиваються випереджаючими темпами практично в усіх промислово розвинених країнах.

Особливість композиційних матеріалів полягає в тому, що вони не є монолітним матеріалом в класичному значенні слова, як, наприклад, метали. Композиційний матеріал — це конструкція, що створюється в процесі виготовлення виробу. Тому існує проблема об'єктивної оцінки якості композиційних матеріалів, можливості застосування різних фізичних методів для контролю їх якості.

Одним із найбільш ефективних методів контролю композиційних матеріалів є радіаційний контроль за допомогою цифрових рентгенотелевізійних систем. Такі системи, зокрема системи типу «Рентгенівський екран – оптика – ПЗЗ-(КМОН-) сенсор», забезпечують чутливість контролю, що порівняна із чутливістю рентгенівських плівок.

У ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України розроблена низка цифрових рентгенотелевізійних систем подібного типу, які відрізняються параметрами та призначенням. В системах використовуються ефективні рентгенівські екрани РЕНЕКС ЕРЛ-Г на основі оксисульфіда гадолінію, активованого тербієм $Gd_2O_2S(Tb)$. У якості сенсорів в системах використовуються високочутливі ПЗЗ-(КМОН-) сенсори в високою роздільною здатністю. На основі КМОН-сенсора MT9M034 фірми ON Semiconductor розроблені 2 системи з робочими полями 110×80 мм та 360×270 мм, на основі ПЗЗ-сенсора Sony ICX295AL розроблена система з робочим полем 160×120 мм, а на новітньому КМОН-сенсорі Sony IMX174 розроблена система з робочим полем 175×115 мм.

У доповіді представлені результати рентгенівського контролю якості виробів із композитних матеріалів. Рентгенотелевізійна система з розміром робочого поля 360×270 мм застосовувалась для оперативного контролю якості бронепластин із реакційно-спеченої кераміки на основі карбіду кремнію. Ця ж рентгенотелевізійна система використовувалася для оперативного контролю якості кілець для торцевих ущільнень насосного устаткування атомних станцій. Кільця виготовлені із матеріалу СГП-0,5 (сіліційований графіт, кремній ≥18 %, карбід кремнію ≥48 %). Рентгенотелевізійні системи з розмірами робочого поля 160×120 мм та 175×115 мм застосовувались для контролю паливних елементів із композитних матеріалів, а рентгенотелевізійна система з робочим полем 110×80 мм — для контролю якості зварних з'єднань поліетиленових труб.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.36

РЕНТГЕНОТЕЛЕВІЗІЙНИЙ КОНТРОЛЬ ТОНКОСТІННИХ ВИРОБІВ ВІДПОВІДАЛЬНИХ ОБ'ЄКТІВ

С.Р. Михайлов, М.М. Карманов

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

Зростання виробництва відповідальних тонкостінних (1–3 мм) зварних виробів висуває жорсткі вимоги до радіографічного контролю. Стандартні вимоги щодо чутливості зазвичай становлять 1–2 %. В цьому випадку для сталевих виробів завтовшки 1–3 мм необхідно забезпечити виявлення та розшифровку дефектів розміром від 10 до 30 мкм.

Розглянемо можливості застосування різних детекторів рентгенівського випромінювання для вирішення цього завдання:

- Рентгенівська плівка класу С1 (розмір зерна 0,1–0,5 мкм).
- Цифрові повноформатні плоскі панелі (DDA) (розмір пікселя 80–120 мкм).
- Цифрові міні-панелі (DDA) (розмір пікселя 20–25 мкм).
- Пластини (CR) (розмір плями лазера 50–100 мкм).

Для завдань мікрофокусної радіографії плівка класу С1 досі перевершує більшість плоскопанельних цифрових детекторів (DDA) і пластин (CR) по роздільній здатності. Проте плівкова радіографія поступово відходить другого план.

В даний час спостерігається активний перехід від рентгенівської плівки до цифрових методів з використанням плоскопанельних детекторів та пластин. Проте, за своїми параметрами (насамперед розміром пікселя) стандартні цифрові системи в повному обсязі задовольняють вимогам контролю тонкостінних відповідальних об'єктів.

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона пропонує нові підходи в цифровій радіографії з використанням недорогих високочутливих рентгенівських твердотільних міні-сенсорів S10811-11 японської компанії Hamamatsu Photonics. Просторова роздільна здатність таких сенсорів становить 20 мкм, що в 4–6 разів краще, ніж у традиційних плоскопанельних детекторів. Обмеженням таких сенсорів є невеликий розмір робочого поля (24×34 мм), який у багатьох випадках менший за розміри об'єкта контролю. Для розширення зони аналізу запропоновано використати електромеханічне сканування об'єктів дослідження. На цій основі була створена рентгенівська система однопрохідного сканування (вздовж осі *X*), що дозволяє одержувати цифрові рентгенівські зображення завширшки до 34 мм і завдовжки до 500 мм.

Для збільшення ширини та площі зони рентгенівського контролю розроблено сканування за двома координатами (*X* та *Y*) за допомогою 2D-сканерів, що забезпечують повнорозмірний контроль об'єктів (до 300×400 мм).

Як перспективний напрямок пропонується провести дослідження граничної чутливості систем з використанням рентгенівських ПЗЗ міні-сенсорів S10811-11 Hamamatsu Photonics надвисокої роздільної здатності.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.37

АВТОМАТИЧНА СИСТЕМА КЕРУВАННЯ ПРОЦЕСОМ КОНТАКТНОГО ЗВАРЮВАННЯ ОПОРОМ ТВЕРДОСПЛАВНИХ ЗУБІВ РОЗПУШУВАЧА БАРОВОГО ЛАНЦЮГА

А.О. Наконечний Шевчук С.А., Гущин К.В.

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

Автоматична система керування (АСК) є ключовою системою зварювальної машини для зварювання опором твердосплавних зубів розпушувача барового ланцюга. ЇЇ основне призначення - забезпечити швидкодіючу регуляцію зварювального струму з метою стабілізації нагріву зварюваних заготовок і активуючого проміжного прошарку, який являє собою сукупність профільованих металевих фольг, заповнених флюсом.

В якості основи АСК технологічним процесом було обрано об'єктно-орієнтовану, дворівневу т.зв. SCADA (Supervisory Control And Data Acquisition) систему, де за нижній рівень відповідає контроллер невеликих розмірів (PLC — Programmable Logic Controller), що відслідковує основні технологічні параметри і здійснює їх необхідне регулювання (температура, струм, переміщення), а також виконує необхідне програмно-логічне управління периферійними пристроями. Верхній рівень, що є людино-машинним інтерфейсом (HMI — Human — Machine Interface), служить для взаємодії між оператором і безпосередньо системою управління та контролю зварювальної машини. Канал контролю температури оснащений термопіл вимірювачем з сенсором типу TS318-11C55, що забезпечує безконтактне вимірювання температури в районі стику. Він являє собою пірометр часткового випромінювання , що сприймає теплове випромінювання робочої зони виробу, що зварюється в діапазоні довжин хвиль 7,5–13,5 мкм, і перетворює теплову енергію з зони зварювального стику в постійну напругу, що подається до термостабільного високоточного інструментального підсилювача AD620BN і порівнюється системою керування з встановленою режимом напругою, що відповідає заданій температурі зварювання.

Експлуатація дослідного зразка безконтактного вимірювача у складі зварювальної машини МТ2202 при зварюванні зуба барового ланцюга на зварювальній машині МТ2202 показала його високу завадостійкість та повторюваність вихідних результатів. Водночас виявлено суттєве нагрівання його корпусу від теплового ІЧ випромінювання зразка, що зварюється. Усунули цей недолік шляхом встановлення безконтактного вимірювача в термобоксі з примусовим повітряним охолодженням. Дослідження та аналіз параметрів контролю та управління процесом контактного зварювання опором твердосплавних зубів розпушувача з використанням композитного прошарку показали, що температура зони зварювання, яка вимірювалась датчиком інфрачервоного випромінювання, однозначно корелює з якістю зварювання та може бути використана як параметр контролю та управління.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.38

МЕХАНІЗМ УТВОРЕННЯ ПОВЕРХНЕВОГО НАПЛИВУ ПРИ ЛАЗЕРНОМУ РІЗАННІ ТОНКОЛИСТОВОЇ СТАЛІ AISI 321

В.В. Несін

Український науково-дослідний інститут спеціальної техніки та судових експертиз Служби безпеки України, Київ

При лазерному різанні, як і при виконанні інших способів зварювання і різання матеріалів утворюються дефекти різного виду. Зокрема, на зовнішній поверхні вирізаних деталей біля ліній різу утворюється відчутний на дотик виступ. За характерними ознаками такий виступ ідентифікується як наплив розплавленого металу (дефект 506 за класифікацією стандарту ISO 6520-1). Надлишок розплавленого металу також витісняється в грат і на нижній поверхні деталі й проявляється у вигляді задирки. Вирізані деталі піддаються слюсарній обробці перед подальшим використанням або просуванням за маршрутом технологічних операцій виготовлення.

Мета дослідження. З метою оптимізації слюсарної операції в представленій роботі досліджені характеристики та механізм утворення поверхневого напливу при лазерному різанні тонколистової нержавіючої сталі AISI 321, аналога сталі 12Х18Н10Т.

Завданнями дослідження є: 1) визначення й описання механізму утворення напливу на верхній поверхні вирізаної деталі та визначення меж локалізації напливу відносно лінії різання та зони термічного впливу у досліджуваному матеріалі малої товщини; 2) дослідження характерних органолептичних показників меж зони термічного впливу лазерного різання; 3) визначення геометричних показників форми напливу.

Методами дослідження є: 1) спостереження; 2) візуально-оптичний метод неруйнівного контролю якості зварювання та супутніх технологій; 3) інформаційний пошук; 4) аналіз та синтез.

Виготовлення дослідних зразків. Дослідження проводилося на зразках деталей, вирізаних з холоднокатаної листової сталі товщиною 2 мм. Різання здійснювалося ітербієвим волоконним лазером IPG Photonics YLV-3000-U-K. Швидкість різання на прямолінійних ділянках вибиралася рівномірною і відповідала рекомендованим параметрам роботи установки. Додатковий газ, крім повітря, в зону різання не подавався.

Основні інструменти, використані в дослідженні: люксметр Ю-116; лінійка металева вимірювальна, довжиною 300 мм; штангенциркуль ШЦЦ-150-0,01; мікрометр 0–25 мм; лупа оглядова ЛП-3,2$^{\times}$; лупа вимірювальна ЛИ-3-10$^{\times}$; мікроскоп МПБ-2.

Умови проведення дослідження. В дослідженні, за допомогою комбінації природного і штучних (загального та локального) джерел, була забезпечена освітленість поверхонь зразків на рівні 500 лк.

Сутність дослідженого механізму утворення напливу та його локація. Висококонцентрований лазерний промінь на початку різання металу має збільшену, порівняно з основною ділянкою різання, потужність в точці врізання. Промінь розплавляє і з потоком повітря витискає розплавлений метал. До повного прорізання усієї товщини матеріалу заготовки розплавлений та витіснений метал осідає на її зовнішній поверхні. Надалі, у сталому різанні, просуваючись за визначеною траєкторією, лазерний промінь та потік повітря з сопла лазерного пальника витискають розплавлений метал донизу. Але частина розплаву, що утворюється по фронту просування променя, витісняється на поверхню заготовки і основного матеріалу в обидва боки від лінії різання. Цей витіснений на поверхню розплавлений метал розтікається, охолоджується, але не сплавляється із поверхнею деталі чи основного металу. Сплавленню перешкоджає нерівномірна окислена поверхня. Окислювальні процеси, перебудова структури матеріалу та переміщення легуючих елементів інтенсифікуються під впливом енергії різання від концентрованого джерела. Матеріал напливу тримається завдяки тонкій перетинці, що поєднує його з оплавленою кромкою.

Органолептичні показники меж зони термічного впливу. Зовнішня вузька ділянка поверхні матеріалу біля лінії різу визначає зону термічного впливу. Вона має змінений колір із градацією від чорного й відтінків сірого, коричневого до спадаючого за густиною жовтого тону. У випадку, що розглядається, а саме в деталях і основному металі зі сталі AISI 321 товщиною 2 мм ширина термічного впливу становить 0,3 мм. Послідовність кольорів від лінії різу в сторону незміненого теплом металу наступна: 1) сірий блискучій метал напливу безпосередньо від ліній різу шириною до 0,03 мм; 2) зона чорного кольору, що переходить в темно-сірий, розташована в проміжку до 0,15 мм; 3) зона з густим коричневим тоном поверхні займає проміжок до 0,2 мм від лінії різу; 4) градієнтна спадна коричнево-жовта зона розташована на відстані до 0,3 мм від різу.

Геометричні показники зони напливу. Наплив фактично є хвилею розплавленого металу, яка потекла на основний в зоні термічного впливу і закристалізувалася без сплавлення із ним. Ширина напливу становить на прямолінійних ділянках різання від 0,025 до 0,03 мм. Висота напливу — до 0,08 мм.

Інтерпретація отриманих результатів

Висококонцентроване джерело створює вузьку зону термічного впливу, в якій на поверхні за органолептичними ознаками виділяються такі проміжки: 1) зона значно збіднена на Cr зі стійким окисленням заліза у вигляді шарів вюститу (FeO), магнетиту (Fe_3O_4) та поверхневим шаром гематиту (Fe_2O_3) у вигляді ділянки від чорного до темно-сірого тону шириною 0,15 мм; 2) зона збіднена на Cr з активним утворенням магнетиту з тонким поверхневим шаром гематиту у вигляді ділянки густого коричневого тону шириною 0,05 мм; 3) зона з помірним збідненням на Cr шириною 0,1 мм із градієнтним спадним коричневим тоном поверхні, який є проявом окислів заліза у вигляді магнетиту і гематиту. Метал напливу концентрується від лінії різу у вигляді видовженого виступу 0,08 мм × 0,03 мм. В місці розташування напливу поверхня окислена максимально, отже стійкий металевий зв'язок між поверхнею деталі й металевим напливом відсутній. Утримання напливу безпосередньо біля грані різу здійснюється тонкою перетинкою матеріалу розплавленого і витісненого на верхню поверхню деталі.

Напрямки подальших досліджень. Припускається, що схожий механізм утворення поверхневих напливів діє в процесі лазерного різання інших матеріалів. Можливим напорямком подальших досліджень є механізм утворення напливу при лазерному різанні кольорових матеріалів і сплавів, зокрема алюмінієвих сплавів.

Практичне застосування отриманих результатів. Досліджений та описаний механізм утворення напливу на зовнішній поверхні грані різу застосований для створення технологічного прийому слюсарного доопрацювання деталей. Зокрема, основним місцем прикладання зусиль при обробці деталі слюсарним інструментом визначена перетинка на поверхневій грані різу, яка утримує наплив на деталі.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.39

УДК 621.791.754

ЕЛЕКТРОШЛАКОВЕ ЗВАРЮВАННЯ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ 09Г2С 5ТОВЩИНОЮ 20 мм

П.І. Онищенко, С.М. Козулін, Т.Б. Майданчук

Інститут загальної енергетики НАН України, Київ, Україна

Проведено дослідження ЕШЗ сталі 09Г2С товщиною 20 мм дротами діаметром 1,6, 2,0 та 3 мм різного хімічного складу. Виконана оцінка стабільності процесу ЕШЗ за значеннями коефіцієнтів варіації по струму та напрузі. Встановлено, що при зварюванні металоконструкцій із сталі 09Г2С товщиною 20 мм коефіцієнти варіації не повинні перевищувати значення 5,5 %. При зварюванні із використанням інверторного джерела живлення ОТС Daihen Welbee P500L (Японія) за рахунок його принципу саморегулювання значення коефіцієнтів варіації не перевищують 2 %. Застосування дроту діаметром 1,6 мм дозволило зменшити зазор між крайками на 40 % до 17 мм та збільшити швидкість зварювання на понад 25 % до 3,3 м/год. Зменшення рівня тепловкладення в основний метал на 33% до оптимального діапазону питомої погонної енергії $E_{пит}$ в межах 105–117 кДж/см^2 та швидкість охолодження $\omega_{8/5}$ = 2,5–2,73 °С/с забезпечили зниження глибини проплавлення крайок втричі до 4–5 мм та сприяли утворенню дрібнодисперсної структури переважно з голчастим феритом в металі шва, бейнітної структури в ділянках ЗТВ з поступовим переходом до феритно-перлітної структури основного металу.

Отримані зварні з’єднання характеризуються високим комплексом механічних властивостей, які перевищують показники основного металу на понад 10 %, ударна в’язкість металу ЗТВ $KCU_{+20\,°C}$ — більше ніж в три рази (223–253 Дж/см^2), а рівномірний розподіл мікротвердості на рівні 188–234 *HV* вказує на відсутність зон загартування та залишкових напружень.

В результаті комплексних досліджень сформовано технологічні рекомендації та принципові технологічні інструкції ЕШЗ металоконструкцій зі сталі 09Г2С товщиною 20 мм дротом малого діаметра 1,6 мм з використанням джерела живлення інверторного типу в умовах роботи зварних металоконструкцій при плюсовій температурі навколишнього середовища.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.40

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-КЛІНІЧНЕ ОБҐРУНТУВАННЯ ЛІКУВАННЯ ВИРАЗКОВИХ ГАСТРОДУОДЕНАЛЬНИХ КРОВОТЕЧ З ВИКОРИСТАННЯМ ЕНДОСКОПІЧНОГО ВИСОКОЧАСТОТНОГО ЗВАРЮВАЛЬНОГО ЕЛЕКТРОЛІГУВАННЯ

С.О. Опарін

Актуальність. На сьогоднішній день проблема лікування шлунково-кишкових кровотеч залишається актуальною, що пов'язано з високою летальністю. Ендоскопічний гемостаз дозволяє знизити як загальну так і післяопераційну летальність в 3–4 рази.

Мета роботи. Оцінити ефективність ендоскопічного гемостазу при використанні зондів для високочастотної зварювального електролігування апаратом ЕКВЗ-300 Патонмед за допомогою експериментально-морфологічного дослідження.

Матеріали і методи дослідження. Експеримент проводився на свинях масою 65–70 кг та віком 5–7 років. (Конвенція про захист прав і гідності людини щодо застосування біології та медицини. Конвенція про права людини та біомедицину, Ов'єдо 4 квітня 1997 р.). Експеримент проводився на свинях тому, що організм свині найближче генетично споріднений з організмом людини. (Наші дії регламентовані наказом № 249 Міністерства освіти і науки України від 16.03.12 р. «Про затвердження порядку проведення науковими установами дослідів, експериментів на тваринах». Стаття № 26 Закону України «Про захист тварин від жорстокого поводження»). Правила поводження з тваринами, що використовуються в наукових експериментах, виробництві біологічних препаратів.

В експерименті для оцінки ефективності заварювання судини проводилось тестування в залежності від діаметра судини, діаметра зонду та часу експозиції заварювання. В першій групі заварювання проводили зондом 1. Виділено три підгрупи судин, в залежності від діаметру заварюваної судини та часу біполярної електрокоагуляції (судини заварювали в режимі перекриття). До першої підгрупи належать судини з діаметром 1 мм, на яку діяли протягом 15секунд; до другої підгрупи — судини з діаметром 1 мм, з експозицією заварювання 30 секунд; до третьої підгрупи — судини діаметром 2 мм та часом електрокоагуляції 30 секунд. В другій експериментальній підгрупі зондом досліджували судини діаметром 2 та 3 мм з часом експозиції 15, 30 та 60 секунд.

Результати та обговорення. На підставі проведеного експериментально-морфологічного дослідження можна зробити висновок, що для зупинки кровотечі з судини діаметром 1мм найбільш ефективною є експозиція 30 секунд при застосуванні зонда 1. Для ефективного гемостазу кровотечі з судини діаметром 2 мм ефективним є застосування зонда 2 не менше 30 секунд експозиції. Для ефективного гемостазу судин 3 мм достатня експозиція 30 секунд із застосуванням зонда.

Висновки

1. Експерементально обґрунтовано, що при застосуванні зонда 1 та діаметрі судини 1 мм на 15 секунді наступила зупинка кровотечі, при діаметрі судини до 2 мм на 30 секунді зупинка кровотечі наступила частково.

2. При застосуванні зонда 2 та діаметрі судини до 2 мм включно на 30 секунді наступила повна зупинка кровотечі.

3. При застосуванні зонда 2 та діаметрі судини до 3 мм включно експозиція 30 секунд та більше була достатньої для гемостазу.

4. Враховуючи результати нашого дослідження, недоліки вже існуючих методів, високочастотна зварювальне електролігування має свої унікальні переваги, отже є доцільним та виправданим методом ендоскопічної зупинки кровотеч.

5. Впровадження та використання в практиці лікарями-ендоскопістами зварювального електролігування створює нові можливості у лікуванні шлунково-кишкових кровотеч.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.41

АДАПТАЦІЯ ЕЛЕКТРОХІМІЧНИХ МЕТОДІВ ДЛЯ ДОСЛІДЖЕННЯ ТОНКОПЛІВКОВОЇ КОРОЗІЇ

С.О. Осадчук, Л.І. Ниркова

Інститут загальної енергетики НАН України, Київ, Україна

Для аналізу електрохімічних та корозійних процесів на металах розроблено два пристрої для електрохімічних досліджень методами потенціометрії, вольтамперометрії та поляризаційного опору, який дозволяє визначати миттєву швидкість корозії в рівномірних шарах розчинів різної товщини. За допомогою пристроїв електрохімічні методи адаптовано для дослідження тонкоплівкової корозії, коли доступ кисню обмежений, та отримано нові дані щодо кінетики корозійних процесів на сталі 09Г2ФБ у тонких шарах розчину NS4 ($1{,}812 \cdot 10^{-3}$ См/см, pH 8,2) завтовшки від 100 до 5000 мкм. Зазначено, що тонкоплівкова корозія відбувається за механізмом щілинної корозії.

Методом поляризаційних кривих показано, що при зменшенні товщини шару розчину від 5000 до 100 мкм відбувається зміна контролю корозійних процесів у тонких шарах з катодного (за лімітуючої стадії дифузії кисню) на змішаний; потенціал корозії та виділення водню зміщуються до позитивніших значень (від –0,644 до –0,618 В) та від –1,115 до –1,081 В, відповідно. Корозійне розтріскування за механізмом воднево-го окрихчення в нормованому ДСТУ 4219 діапазоні захисних потенціалів (від –0,750 до –1,050 В відносно хлоридсрібного електроду порівняння) залежно від товщини шару розчину 5000→1000→500→100 мкм перебігатиме за потенціалів від'ємніше –0,790 В→–0,819 В→–0,941 В→–0,912 В. Миттєва швидкість корозії зменшується від 0,099 до 0,040 мм/рік. Швидкість залишкової корозії сталі, визначена згідно з ДСТУ 4219 в діапазоні захисних потенціалів катодного захисту, у тонких шарах розчину не перевищує нормованого значення 0,01 мм/рік, що є технічно-допустимим.

Наукова новизна роботи полягає у визначенні кінетичних та електрохімічних параметрів корозії сталі в тонких шарах розчину, які моделюють умови під захисним покривом у ґрунті за обмеженого доступу кисню. Це дозволяє уточнити механізм тонкоплівкової корозії стінки труби підземного трубопроводу в дефекті захисного покриву.

Перспективи подальших досліджень охоплюють моделювання впливу на поведінку тонких водних шарів фізико-хімічних характеристик розчинів; розроблення методик прискорених випробувань частково пошкоджених захисних покривів; математичне моделювання геометрії тонких плівок з урахуванням реакцій гідролізу металів.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.42

УДК 620.179.152

ВПРОВАДЖЕННЯ СУЧАСНИХ МЕТОДІВ НЕРУЙНІВНОГО КОНТРОЛЮ ЕЛЕМЕНТІВ ЕНЕРГЕТИЧНОГО ОБЛАДНАННЯ НА ПРИКЛАДІ ТЕХНІКИ ПРЯМОЇ РАДІОГРАФІЇ

О.В. Павлій[1,2], Ю.В. Куц[1]

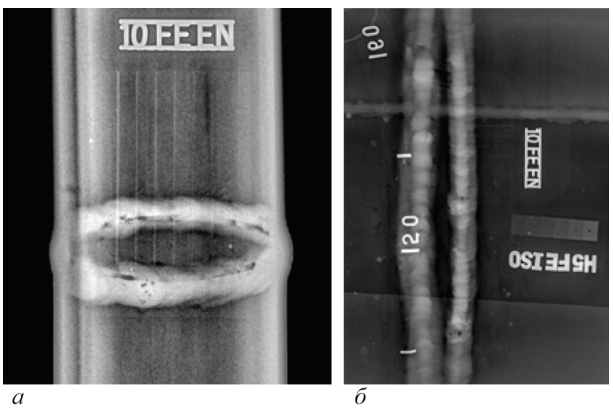
[1]Інститут загальної енергетики НАН України, Київ, Україна
[2]ТОВ «НВФ Діагностичні прилади», Київ, Україна

В умовах, що склалися в Україні внаслідок повномасштабної війни, руйнування енергетичної інфраструктури, завдання діагностування стану діючого та відновленого енергетичного обладнання ускладнилися і потребують пошуку нових ефективних підходів до їх вирішення.

Методи неруйнівні контролю (НК) займають важливе місце в системі контролю елементів енергетичного обладнання (турбіни, вали, корпусні елементи, труби, то що), включаючи й контроль зварних з'єднань металевих деталей. Вимога підвищення швидкодії контролю та вірогідності виявлення дефектів стимулює процес пошуку нових методів НК та удосконалення існуючих. Сьогодні для вирішення такого завдання впроваджуються нові техніки контролю такі як дифракційно-часовий (ДЧМ) метод ультразвукового контролю, ультразвуковий контроль із застосуванням фазованих решіток (УЗК ФР), цифрові радіографічні методи — комп'ютерна радіографія з використанням гнучких багаторазових пластин (англ. Computed Radiography — CR), пряма радіографія з використанням детекторних матриць і отриманням результату практично в реальному часу (англ. Direct Radiography — DR або Digital Detector Arrays — DDA). Нормативно ці техніки готові до використання в Україні. Вже існують національні стандарти на використання УЗК ФР (серія ДСТУ EN ISO 18563-1,-2,-3) та ДЧМ (ДСТУ EN ISO 16827, 16828). Для цифрової і комп`ютерної радіографії впроваджено такі державні стандарти: ДСТУ EN ISO 17636-2 Неруйнівний контроль зварних з'єднань. Радіографічний контроль. Частина 2: Цифрові методи (DR, CR); ДСТУ EN ISO 19232-5:2019 Радіографія. Визначення якості зображення; ДСТУ EN ISO 16371-1:2019 Комп'ютерна радіографія (CR);ДСТУ EN ISO 16371-2:2019.

В доповіді в якості прикладу розглянуто застосування методу DR(прямої радіографії). Для отримання зображення рентгенівська трубка генерує рентгенівське випромінювання, що проходить крізь об'єкт контролю (ОК). Матеріал ОК частково поглинає чи розсіює промені залежно від товщини та щільності. За наявності несуцільності матеріалу інтенсивність променів змінюється. Після проходження через ОК рентгенівське випромінювання потрапляє на цифровий детектор плоского типу. Кожен піксель детектора реєструє інтенсивність світлового сигналу для формування цифрового рентгенівського зображення високої роздільної здатності.

На відміну від CD, метод DR не вимагає використання фотостимульованого люмінофорного екрану, який після експозиції необхідно ще сканувати лазером. За рахунок цього час контролю скорочується. Ще відчутнішу перевагу метод DR має перед аналоговою технологією, яка передбачає процес проявлення фотографічних плівок та утилізації хімічних реагентів. Чутливість методу DR обмежується лише розміром пікселя матриці детектора.



а *б*

Рис. 1. Приклади цифрових рентгенограм

Перелічені вище переваги методу DR дають підстави стверджувати, що цей метод, за відповідного вибору режимів роботи, здатний забезпечити чутливість вищу за вимоги діючих стандартів якості для зварних з'єднань що контролюються через одну або дві стінки.

На рис. 1 наведено приклади цифрових рентгенограм, отриманих за технікою DR.

Приклад 1. На рис. 1, *а* представлено цифрову рентгенограму, отриману за технікою контролю зварного шва на еліпс. ОК — сталева труба діаметром 57 мм та товщиною стінки 6 мм; радіаційна товщина (тобто товщиною просвічування) складала 12 мм.

Стандарт України ДСТУ ISO EN 17636-2 визначає критерії придатності цифрових рентгенограм до виявлення дефектів за чутливістю. Оцінка чутливості здійснюється за допомогою проволочного еталона якості зображення, який встановлюється на ОК і просвічується разом з ним. На рентгенограмі рис. 1, *б* елементи проволочного еталону видно як поздовжні світлі лінії. Для підтвердження якості рентгенограми оператор повинен розрізнити зображення дроту визначеної стандартом товщини. Для ОК із радіаційною товщиною в діапазоні 5–12 мм ДСТУ EN ISO 17636-2 визначає таку вимогу: оператор повинен розрізнити зображення дроту № 5 (діаметром 0,16 мм) з набору W14 на фоні основного металу або шва. На рентгенограмі рис. 1, *а* добре видно дріт № 6 (діаметром 0,125 мм), що краще за вимоги до якості зображення. Отже отримана рентгенограма придатна для виявлення дефектів та формування висновку щодо якості зварного шва.

Приклад 2. Наведена на рис. 1, *б* цифрова рентгенограма ілюструє можливості техніки контролю зварного шва через дві стінки. У виконаному експерименті ОК — сталева труба діаметром 225 мм та товщиною стінки 8 мм; радіаційна товщина склала 16 мм. ДСТУ ISO EN 17636-2 встановлює наступні вимоги до якості зображення — на рентгенограмі оператор має розрізнити зображення дроту № 4 (діаметром 0,2 мм) з набору W13. За аналізом наведеної на рис.1б рентгенограми зроблено висновок: на зображенні добре видно дріт № 5 (діаметром 0.16 мм), що краще за вимоги стандарту до якості зображення, отже отримана рентгенограма придатна для формування висновку про якість аналізованої ділянки зварного шва.

Впровадження сучасної технікі контролю методом прямої радіографії може привести не тільки до прискорення обстежень, але й підвищення чутливості і вірогідності виявлення несуцільності, що вкрай важливо для безпечної експлуатації енергетичного обладнання.

Список літератури

1. (2022) ISO 17636-2:2022: *Non-destructive testing of welds. Radiographic testing.* Pt 2 X- and gamma-ray techniques with digital detectors. Geneva, International Organization for Standardization.
2. (2018) ISO 19232-5:2018: *Non-destructive testing. Image quality of radiographs.* Pt 5: Determination of the image unsharpness value and basic spatial resolution value using duplex wire-type image quality indicators. Geneva, International Organization for Standardization.
3. (2011) ISO 16371-1:2011: *Non-destructive testing. Industrial computed radiography with storage phosphor imaging plates.* Pt 1: Classification of systems. Geneva, International Organization for Standardization.
4. (2017) ISO 16371-2:2017: *Non-destructive testing. Industrial computed radiography with storage phosphor imaging plates.* Pt 2: General principles for testing of metallic materials using X-rays and gamma rays. Geneva, International Organization for Standardization.
5. (2014) *NDT in Aerospace*. Columbus, OH, The American Society for Nondestructive Testing.
6. (2016) *Nondestructive Testing Handbook.* Vol. 4: Radiographic Testing. 3rd Ed. Columbus, OH, The American Society for Nondestructive Testing.
7. Hellier, C. (2013) *Handbook of Nondestructive Evaluation*. 2nd Ed. New York, McGraw-Hill Education.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.43

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОГО ОБРОБЛЕННЯ НА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК ІЗ ВИСОКОМІЦНИХ СТАЛЕЙ

Є.О. Пантелеймонов, О.С. Прокоф'єв

Інститут загальної енергетики НАН України, Київ, Україна

Високі навантаження та швидкість руху поїздів залізничного транспорту зумовлюють необхідність підвищення експлуатаційної надійності зварних з'єднань рейок. Основним способом з'єднання рейок на більшості залізничних магістралей України є контактне стикове зварювання пульсуючим оплавленням. Проте, зварні з'єднання мають неоднорідну мікроструктуру та нерівномірний розподіл твердості металу по ширині зони термічного впливу. Для поліпшення мікроструктури металу зварних з'єднань застосовується термічне оброблення. Високу швидкість локального нагрівання зварних з'єднань та рівномірний розподіл температурного поля в елементах рейок забезпечує технологія індукційного нагрівання металів струмами високої частоти. При проведенні роботи досліджували вплив термічного оброблення струмами частотою 2,4 кГц на мікроструктуру та твердість металу зварних з'єднань рейок типу Р65 із сталей К76Ф та R350HT, а також типу UIC60 із сталі R900A. Рейки вироблені в Україні, Франції, Китаї та Австрії. Зварювання рейок виконували на стаціонарній машині К1000. Термічне оброблення зварних з'єднань виконували на моделі переносного модуля. Обладнання модуля включає узгоджувальний трансформатор з П-подібним стрічковим стрижневим магнітопроводом, роз'ємні індукторами з магнітопроводами, спрейєр, систему охолодження та пристрої для кріплення модуля на рейках. Швидкість нагрівання зварних з'єднань до температури початку фазових перетворень 750 °С становить 9,1 °С/с. Після втрати металом магнітних властивостей швидкість нагрівання зменшується до 1,75 °С/с. Час нагрівання зварних з'єднань до температури нормалізації 890 °С не перевищує 180 с. Перепад температури між поверхнею катання рейок та шаром на глибині 15 мм дорівнює 40–50 °С. Швидкість охолодження до температури 600 °С становить 3,6 °С/с. Зона термічного впливу має симетричну форму навколо лінії з'єднання та змінюється в межах від 48–50 мм на поверхні катання рейок до 52–54 мм на основі підошви.

Рейки типу Р65 із високовуглецевої сталі К76Ф (Україна). Технологічний процес виготовлення рейок включає індукційне нагрівання головки струмами частотою 2,4 кГц та загартування повітряно-водяною сумішшю. Глибина шару металу з підвищеною твердістю досягає 11 мм. На глибині 5 мм від поверхні катання рейок, в зоні загартування, розмір зерен основного металу відповідає 8 балам. Після термічного оброблення зварних з'єднань із подальшим примусовим охолодженням поверхні катання рейок стисненим повітрям розмір зерен металу по лінії з'єднання відповідає 9–10 балам (після зварювання 2–3 балам), в зонах крупного зерна 7–8 балам (після зварювання 4–5 балам), на ділянках високого відпуску 10 балам. На глибині 25 мм від поверхні катання розмір зерен основного металу відповідає 5–6 балам, по лінії з'єднання — 7–9 балам (після зварювання 2–3 балам), в зонах крупного зерна — 8–9 балам (після зварювання 4–5 балам). Мікроструктура металу на ділянках високого відпуску не відрізняється від металу після зварювання. На глибині 5 мм від поверхні катання рейок твердість металу по лінії з'єднання підвищується, але залишається меншою за твердість основного металу. Від лінії з'єднання до ділянок високого відпуску твердість підвищується майже до твердості основного металу. На глибині 25 мм від поверхні катання рейок, де твердість основного металу нижча за твердість основного металу в зоні загартування, твердість металу по лінії з'єднання та в зонах крупного зерна перевищує твердість основного металу. В центрі шийки та в підошві рейок, підвищення твердості в зонах крупного зерна досягає 12 %. Зниження твердості залишається на ділянках високого відпуску.

Рейки типу UIC60 із сталі R900A (Франція). Основний метал рейок має рівномірну мікроструктуру з розміром зерен, що відповідає 5-6 балам. Після термічного оброблення зварних з'єднань із подальшим примусовим охолодженням поверхні катання рейок стисненим повітрям розмір зерен металу в головці, шийці та підошві по лінії з'єднання відповідає 8 балам (після зварювання 2–3 балам), в зонах крупного зерна — 6–7 балам (після зварювання 4–5 балам), на ділянках високого відпуску — 7–8 балам. Твердість основного металу в головці рейок становить *HRC* 35, в шийці *HRC* 30, в підошві *HRC* 30. На глибині 5 мм від поверхні катання рейок твердість металу по лінії з'єднання не змінюється. Проте, в зонах крупного зерна підвищується до рівня основного металу. Твердість металу в шийці та в підошві рейок знаходиться на рівні основного металу. Твердість металу на ділянках високого відпуску залишається низькою.

Рейки типу Р65 із сталі R350HT (Китай, Австрія). Основний метал рейок має досить однорідну мікроструктуру. Розмір зерен металу відповідає 7–8 балам. Після термічного оброблення зварних з'єднань із охолодженням на спокійному повітрі (Австрія) розмір зерен металу по лінії з'єднання відповідає 9-10 балам (після зварювання 1–2 балам), в зонах крупного зерна — 6–7 балам (після зварювання 3–4 балам), на ділянках високого відпуску — 8 балам. На глибині 25 мм від поверхні катання рейок мікроструктура металу зварного з'єднання не має суттєвих відмінностей. В шийці та в підошві рейок (Китай) розмір зерен металу по лінії з'єднання відповідає 7 балам, в зонах крупного зерна в шийці — 8 балам, в підошві — 7–8 балам. При застосуванні примусового охолодження поверхні катання стисненим повітрям (Китай), на глибині 5 мм від поверхні катання рейок розмір зерен металу по лінії з'єднання відповідає 9–10 балам. Після зварювання рейок (Австрія), твердість металу на глибині 5 мм від поверхні катання по лінії з'єднання та в зонах крупного зерна нижча за твердість основного металу. Після термічного оброблення зварних з'єднань та охолодження на спокійному повітрі (Австрія), твердість металу по лінії з'єднання не змінюється, але в зонах крупного зерна підвищується. Зниження твердості відносно основного металу складає лише 2 %. При застосуванні примусового охолодження поверхні катання рейок стисненим повітрям (Китай), твердість металу по лінії з'єднання підвищується до твердості основного металу, а по всій ширині зони термічного впливу вирівнюється та незначно перевищує твердість основного металу, за винятком ділянок високого відпуску. Твердість металу на ділянках високого відпуску залишається низькою незалежно від режиму термічного оброблення. Перевірка впливу примусового охолодження поверхні катання рейок повітряно-водяною сумішшю (Китай) показала, що твердість металу зварних з'єднань різко зростає. Відносно твердості основного металу *HRC* 33–36, твердість по лінії з'єднання підвищується до *HRC* 58, в зонах крупного зерна — до *HRC* 61, на ділянках високого відпуску залишається на рівні *HRC* 28.

На підставі проведених досліджень можна зробити висновки, що термічне оброблення зварних з'єднань залізничних рейок, виконаних контактним стиковим зварюванням, доцільно проводити струми частотою 2,4 кГц. Обладнання переносного модуля забезпечує нагрівання зварних з'єднань до температури нормалізації з високою швидкістю та забезпечує рівномірний розподіл температурного поля в елементах рейок. Термічне оброблення призводить до подрібнення зерен металу зварних з'єднань. Після термічного оброблення зварних з'єднань рейок типу Р65 із сталі К76Ф (Україна) із примусовим охолодженням поверхні катання стисненим повітрям твердість металу по ширині зони термічного впливу на глибині 5 мм від поверхні катання підвищується до рівня твердості основного металу в зоні загартування, а на глибині 25 мм від поверхні катання перевищує твердість основного металу на такій глибині. Термічне оброблення зварних з'єднань рейок типу UIC60 із сталі R900A (Франція) майже не впливає на твердість металу по лінії з'єднання, але підвищує твердість металу по ширині зони термічного впливу до рівня основного металу. Після термічного оброблення зварних з'єднань рейок типу Р65 із сталі R350HT (Китай, Австрія) твердість металу по всій ширині зони термічного впливу вирівнюється та незначно перевищує твердість основного металу.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.44

ВПЛИВ ПОПЕРЕДНЬОЇ ПІДГОТОВКИ ПОВЕРХНІ НА ЗНИЖЕННЯ ПОРИСТОСТІ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЗІ СПЛАВУ EN AW-5083

В.В. Перемітько[1], А.В. Євдокимов[2], М.О. Сєргєєв[1]
[1]Дніпровський державний технічний університет
[2]ТОВ «Steel Work», Кривий Ріг

Алюмінієві сплави системи Al–Mg, зокрема EN AW-5083 (у стані постачання H111), широко використовуються у машинобудуванні, суднобудуванні та транспортному секторі завдяки малій густині, високій питомій міцності й високій корозійній стійкості. Під час зварювання листового матеріалу товщиною 12 мм із застосуванням присадного дроту ER5183 ключовою технологічною проблемою є утворення газової пористості в металі шва. Головною причиною утворення дефектів є висока розчинність водню у рідкому алюмінії та його інтенсивне виділення під час кристалізації. Основними джерелами водню є залишкова волога, оксидні плівки, мастильні забруднення, а також неповне видалення хімічних реагентів після очищення поверхні.

Для хімічної підготовки поверхні основного металу перед зварюванням застосовується травильна рідина Alu-Cleaner 101. Проте недотримання суворого регламенту висушування чи видалення продуктів травлення сприяє затримці вологи в мікрорельєфі поверхні, що спричиняє зростання пористості.

Для розв'язання проблеми розглядаються наступні шляхи.

1. Двостадійна підготовка поверхні: поєднання хімічного травлення засобом Alu-Cleaner 101 із подальшим обдуванням гарячим зневодненим інертним газом для повного видалення залишків вологи та хімічних сполук із мікропор.

2. Низькотемпературний десорбційний підігрів: застосування локального підігріву зварювальних кромок деталей до 60–80 °C безпосередньо перед зварюванням для видалення адсорбованого фізичного конденсату без зміни структури сплаву.

3. Оптимізація захисного газового середовища: використання бінарних сумішей на основі аргону з додаванням гелію (Ar + 20–30 % He), що підвищує температуру та рідкотекучість металу зварювальної ванни, подовжує час існування рідкої фази та сприяє вільному виходу газових бульбашок до моменту остаточної кристалізації.

4. Застосування імпульсно-дугового режиму зварювання: введення модульованого струму з відпрацьованою частотою імпульсів для створення гідродинамічного перемішування розплаву, що прискорює дегазацію та подрібнює структуру шва.

Виконується попередня лабораторна оцінка ефективності кожної із перелічених схем. Тривають роботи з погодження технологічної схеми, якими передбачено регламентацію хіміко-термічної підготовки поверхні та адаптацію параметрів режиму горіння дуги та захисного середовища.

Список літератури

1. EN 573-3:2009 (E): *Алюміній та алюмінієві сплави — Хімічний склад та форма обробленої тиском продукції*. Ч. 3: Хімічний склад та форма продукції.
2. Удосконалення дугового зварювання алюмінієвих сплавів з використанням підкладних пристроїв. *Науковий журнал НТУ «ХПІ»*. https://gm.khpi.edu.ua/article/view/368690
3. Овчаренко О.В., Маршуба В.П. (2023) Деякі питання щодо утворення тріщин при зварюванні алюмінієвих сплавів та їх усунення. *Тези доп. 31-ї Міжнар. наук.-практ. конф. MicroCAD-2023 «Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров'я», 2023, Харків.* НТУ «ХПІ». https://repository.kpi.kharkov.ua/handle/KhPI-Press/69801
4. Пахомов С.Л., Сітніков Б.В. (2022) Вдосконалення технології та обладнання для зварювання алюмінієвих сплавів. *Тези доп. 30-ї Міжнар. наук.-практ. конф. MicroCAD-2022 «Інформаційні технології: наука, техніка, технологія, освіта, здоров»я», 2022, Харків*. НТУ «ХПІ». https://repository.kpi.kharkov.ua/handle/KhPI-Press/60171

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.45

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВЕ ЗВАРЮВАННЯ І КОСМОС*

Н.В. Піскун, Є.Г. Терновий, В.Ф. Шулим,
С.О. Глушак, І.І. Статкевич, В.О. Закорко, В.В. Федченко
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

У своїх працях, присвячених перспективам зварювання в космосі, академік Борис Євгенович Патон наголошував на особливій придатності електронно-променевого зварювання для роботи в космічних умовах. Природний вакуум космічного простору є сприятливим технологічним середовищем для цього процесу, а висока концентрація енергії електронного променя забезпечує локалізоване тепловкладення. Важливою перевагою методу є також його універсальність: одне обладнання може використовуватися для зварювання, різання, паяння та виконання інших споріднених технологічних операцій.

Понад 60 років досліджень і розробок, а також випробування на літаючих лабораторіях та в космічному просторі підтвердили перспективність електронно-променевих технологій для умов високого вакууму, мікрогравітації та значних температурних коливань. Коефіцієнт корисної дії перетворення електричної енергії в енергію електронного пучка може становити 85–90 %. Висока концентрація потужності дає змогу ефективно обробляти метал із локальним нагріванням зони з'єднання.

Перший у світі експеримент зі зварювання металів у космосі проведено 16 жовтня 1969 року на борту корабля «Союз-6». В орбітальному відсіку було розміщено установку «Вулкан», за допомогою якої випробували електронно-променеве, плазмове та дугове зварювання плавким електродом. Досліджували зразки з алюмінієвих сплавів 5456 і 2219, нержавіючої сталі та титанового сплаву. Найкращі результати за стабільністю процесу та формуванням швів отримали під час електронно-променевого зварювання. Властивості одержаних з'єднань загалом були близькими до властивостей з'єднань, виконаних на Землі.

У 1984 році на орбітальній станції «Салют-7» було проведено експерименти з виконання у відкритому космосі зварювання, різання, паяння та нанесення покриттів. Роботи тривали 3 год 45 хв і виконувалися вручну за допомогою універсального ручного електронно-променевого інструменту (УРІ), розробленого в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона. Для підвищення безпеки застосували електронну гармату з короткою фокусною відстанню та прискорювальною напругою до 10 кВ.

Наступним етапом стало створення в межах міжнародної програми ISWE комплексу електронно-променевого обладнання «Універсал», призначеного для зварювання та виконання споріднених операцій зі зразками алюмінієвих і титанових сплавів та нержавіючих сталей. Комплекс пройшов необхідні наземні випробування, однак запланований космічний експеримент не було реалізовано.

На сучасному етапі у відділі № 35 «Космічні технології» Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України створюється нове покоління обладнання для роботи у відкритому космосі та на поверхні Місяця. Розроблений електронно-променевий інструмент із тріодною емісійною системою має прискорювальну напругу 10–20 кВ і потужність до 3 кВт. Діаметр сфокусованого електронного променя становить до 0,6 мм за робочої відстані 50–80 мм. Маса гармати не перевищує 3 кг, габаритні розміри — 270×80 мм. Комплекс призначений для зварювання та різання алюмінієвих і титанових сплавів завтовшки до 8 мм. Обладнання може працювати в ручному й автоматизованому режимах, зокрема у складі роботизованих систем і прецизійних маніпуляторів.

Порівняно з комплексом «Універсал» потужність нової електронно-променевої гармати збільшено приблизно вдвічі, ресурс катодного вузла — у 10 разів, а концентрацію електронного пучка — утричі. Масогабаритні характеристики обладнання зменшено приблизно в 1,5 раза. Для живлення інструменту розроблено високовольтне джерело потужністю до 3 кВт, масою до 12 кг і габаритами 400×300×250 мм, пристосоване до роботи у вакуумному середовищі.

Перспективним напрямом застосування електронно-променевих технологій є створення та ремонт силових конструкцій, монтаж елементів космічних апаратів і сонячних батарей, а також демонтаж та утилізація космічних об'єктів. Особливого значення ці завдання набувають у зв'язку з розвитком довготривалих космічних місій і створенням місячної інфраструктури. Доставка запасних частин із Землі не завжди може забезпечити оперативне усунення пошкоджень, тому зростає потреба у ремонті та виготовленні металевих елементів безпосередньо на місці експлуатації.

*Пленарна доповідь.

Одним із перспективних рішень є електронно-променеве багатошарове адитивне наплавлення. У відділі № 35 розробляють технологію спрямованого енергетичного наплавлення (Directed Energy Deposition — DED), у якій електронний промінь плавить металевий дріт. Створено інструмент із прискорювальною напругою до 25 кВ, потужністю до 3 кВт і струмом променя до 200 мА; тривалість його безперервної роботи становить до 40 хв. Для відпрацювання процесу в наземних умовах введено в експлуатацію трикоординатну систему позиціювання, розміщену у вакуумній камері разом із гарматою та механізмом подавання дроту. Вона забезпечує програмоване переміщення зразка відносно променя та формування багатошарових металевих структур.

Подальша реалізація таких технологій у космосі потребуватиме застосування роботизованих комплексів і прецизійних маніпуляторів. Вони забезпечуватимуть виконання ремонтних і відновлювальних операцій в умовах мікрогравітації. Таким чином, багаторічні дослідження, започатковані під керівництвом академіка Б.Є. Патона, та сучасні розробки Інституту формують науково-технічну основу для розвитку космічного виробництва, ремонту й відновлення металевих конструкцій орбітальних станцій, космічних апаратів і перспективної місячної інфраструктури.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.46

ВИКОРИСТАННЯ ЕФЕКТУ МОЛЕКУЛЯРНОГО ЕКРАНУ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ НАДЧИСТИХ НАПІВПРОВІДНИКОВИХ МАТЕРІАЛІВ І ТОНКОПЛІВОЧНИХ ПОКРИТТІВ У КОСМОСІ

Н.В. Піскун, В.Ф. Шулим, І.І. Статкевич, О.Р. Булацев, С.О. Цигічко
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

В даний час актуальним є глибоке очищення матеріалів, зокрема кристалів кремнію, особливо від кисню при використанні його як радіаційностійкого матеріалу. Наявність кисню в кремнії зменшує швидкодію приладів і служить джерелом невідтворності параметрів таких приладів, як імпульсні, перемикаючі та СВЧ-діоди і ін.

Розвиток наземних високовакуумних технологій стримується значними технічними труднощами, пов'язаними з необхідністю використання складного і дорогого вакуумного обладнання та тривалим підготовчим циклом роботи відкачних засобів. У той самий час за умов орбітального польоту висотах 250–450 км в аеродинамічному сліді за спеціальними молекулярними екранами виникають природні області глибокого вакууму з рівнями розрідження від 10^{-10} до 10^{-12} тор.

Одержання у вказаному вакуумі напівпровідникових матеріалів методом електронно-променевої безтигельної зонної плавки дозволить провести глибоке очищення кристалів від газових домішок і насамперед від кисню, що сприятиме значному поліпшенню працездатності електронної техніки, в т.ч. сонячних батарей, лічильників заряджених частинок, різних інтегральних схем, діодів та ін.

Вельми важливим є також зменшення газових домішок у тонкоплівкових покриттях. При цьому значно поліпшується структура покриттів, знижуються мікропористість і мікронапруження та підвищується їх пластичність. Все це підвищує службові характеристики покриттів та збільшує їх експлуатаційний ресурс.

Процеси одержання таких матеріалів і покриттів потребують забезпечення надчистого середовища, яке може бути реалізоване тільки в умовах надглибокого вакууму.

Вирішити проблеми, в значній мірі, могло б винесення високовакуумних технологій у відкритий космічний простір, який при наявності мікрогравітації являє собою нове перспективне технологічне середовище.

Для таких робіт запропонований молекулярний екран (Molecular Screen або Wake Shield) — це спеціальна конструкція, зазвичай у вигляді диска, яка рухається на орбіті з першою космічною швидкістю — приблизно 7,7 км/с. За екраном утворюється так звана кільватерна зона (wake region), у якій густина залишкових газів значно зменшується. Завдяки цьому можна отримати надвисокий вакуум, необхідний для вирощування високоякісних монокристалів або напівпровідникових плівок.

Принципова особливість: екран створює умови для формування зони розрідження завдяки руху космічного апарата відносно молекул навколишньої атмосфери.

У відділі 35 був розроблений та створений прототип так званого молекулярного екрану, який є пристроєм, що дозволяє за умов орбітальних польотів створити області глибокого вакууму з мінімальним вмістом газів — кисню, азоту, водню та інших.

Були проведені відповідні розрахунки та створено лабораторну конструкцію молекулярного екрану.

Наземні експерименти з отримання монокристалів кремнію методом електронно-променевої зонної плавки у вакуумі від 10^{-5} до 10^{-9} тор. підтвердили можливість глибокого очищення матеріалу від газів та показали перспективність цих робіт у космосі із застосуванням молекулярного екрану.

Розроблена технологічна схема одержання надглибокого вакууму за допомогою молекулярного екрану в умовах орбітального польоту, а також методика його транспортування на борт космічної станції.

Проведені розрахунки для створення вакуумпроводу і транспортування надглибокого вакууму до установки для електронно-променевої зонної плавки на борту орбітальної космічної станції. Методами математичного моделювання визначені границі досяжного вакууму в установці для електронно-променевої плавки монокристалів кремнію при виводі вакуумпроводу в зону аеродинамічного сліду, що створюється молекулярним екраном. Показано, що розрідження у плавильній камері може сягати 10^{-11}–10^{-12} тор.

Чисельними методами розраховані параметри силової фермової конструкції для забезпечення віддалення молекулярного екрану від зовнішньої поверхні космічного об'єкту в незбурений набігаючий потік.

Проведено експериментальне відпрацювання механізмів розкриття і орієнтування молекулярного екрану, а також фрагменту фермової конструкції. За результатами їх випробувань вибрані оптимальні варіанти конструкцій.

Застосовуючи надглибокий вакуум;можливо буде провести очищення кремнію від ~~інших~~ газових домішок в атмосфері яких кристали вирощуються в земних умовах.

Отримання у надвисокому вакуумі методом термічного випаровування покриттів різного призначення (терморегулюючих, захисних, оптичних та ін.), які використовуються в конструкціях літальних апаратів дозволить значно збільшити термін їхньої служби в умовах космосу.

Роботи, пов'язані з розробкою обладнання для отримання надвисокого вакууму в космосі за допомогою молекулярного екрану і транспортування його на борт станції, відкривають нові можливості реалізації електронно-променевих технологій при зонній плавці і нанесенні покриттів в умовах орбітального польоту на низьких орбітах дозволять більш ефективно використовувати такий фактор космічного простору, як вакуум.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.47

ВПЛИВ ТЕРМІЧНИХ ЦИКЛІВ ЗВАРЮВАННЯ ТА ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИСОКОМІЦНИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

В.Д. Позняков, Р.В. Богодист, В.А. Костін, А.В. Завдовєєв
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

У роботі досліджено вплив високотемпературної обробки та термічних циклів, характерних для зварювання, на структурний стан і механічні властивості високоміцних низьколегованих сталей S460M і S355J2, виготовлених за різними технологіями. Сталь S460M отримана методом термомеханічного контрольованого прокату, тоді як S355J2 — за технологією нормалізації. Основну увагу приділено встановленню взаємозв'язку між вихідним структурним станом матеріалів, особливостями його трансформації під час нагрівання та зміною комплексу механічних характеристик. Для оцінювання термічної стабільності сталей проведено ізотермічну обробку за температур 630, 750 і 950 °С із витримкою протягом 1 год з подальшим охолодженням на повітрі. Окремо відтворено характерний для зварювання термічний цикл із нагріванням до 1200 °С зі швидкістю 150 °С/с та контрольованим охолодженням. Механічні властивості оцінювали за результатами випробувань на розтяг і ударну в'язкість за температурами +20 та −40 °С. Особливості структурних змін досліджували із застосуванням методів сканувальної електронної мікроскопії, енергодисперсійного рентгенівського аналізу та EBSD-аналізу, що дало змогу оцінити зеренну структуру, текстурні характеристики й розподіл локальної кристалографічної деформації.

Встановлено, що механічні властивості обох сталей залишаються практично незмінними після нагрівання до температури 630 °С. Водночас подальше підвищення температури обробки зумовлює суттєво різну реакцію матеріалів, що пов'язано з особливостями їхнього вихідного структурного стану. Для сталі S460M після нагрівання до 750 °С зафіксовано зниження границі плинності приблизно на 10 %, а після обробки за 950 °С — приблизно на 25 %. Крім того, спостерігається погіршення ударної в'язкості, особливо за температури випробувань −40 °С, за якої її значення зменшується у 4–6 разів порівняно з вихідним станом. На відміну від цього, для сталі S355J2 зміни границі плинності, тимчасового опору та відносного видовження після високотемпературної обробки залишаються в межах похибки експерименту, а ударна в'язкість після нагрівання до 950 °С наближається до початкового рівня. Виявлені відмінності механічної поведінки пояснюються особливостями еволюції мікроструктури та стабілізувального впливу дисперсних фаз. Зокрема, для сталі S460M характерними є виражена текстура прокатування, підвищена густина дислокацій і значніше зростання розміру зерна під час високотемпературного нагрівання. Середній розмір зерна збільшується приблизно від 10 до 35 мкм після обробки за 950 °С. У сталі S355J2 вихідний розмір зерна становить близько 20 мкм, а після аналогічної обробки зростає до 25–30 мкм. Вищу структурну стабільність нормалізованої сталі пов'язано, зокрема, з наявністю більшої кількості дрібнодисперсних карбонітридів титану та ніобію розміром близько 100 нм, а також частинок AlN, які перешкоджають руху меж зерен. У сталі S460M частинки мають більший характерний розмір (близько 500 нм) і є менш численними, що знижує ефективність гальмування росту зерна.

Відтворення термічного циклу зварювання призводить до формування в зоні термічного впливу структур, представлених переважно бейнітними та феритними складовими. Виміряна твердість становить 280±14 *HV* для сталі S460M та 260±13 *HV* для сталі S355J2. Повторне нагрівання металу зони термічного впливу до 950 °С супроводжується подальшою структурною перебудовою та формуванням ферито-перлітного стану. При цьому відмінності між досліджуваними сталями за розміром зерна значною мірою нівелюються. Отримані результати свідчать, що термічні цикли зварювання можуть суттєво змінювати структурні переваги, сформовані під час термомеханічного контрольованого прокатування, зокрема внаслідок зменшення внеску деформаційного зміцнення та текстурних характеристик.

Таким чином, встановлено, що стійкість високоміцних низьколегованих сталей до високотемпературного впливу визначається не лише їхнім хімічним складом, а й технологією попередньої обробки, вихідною зеренною структурою, текстурою та дисперсністю вторинних фаз. Практичне значення результатів полягає в можливості врахування встановлених закономірностей під час вибору режимів зварювання, термічної обробки та подальшої технологічної обробки металоконструкцій. Зокрема, для сталі S460M доцільно обмежувати температуру нагрівання під час операцій зняття залишкових напружень рівнем нижче температури A_{c1} (714 °С), тоді як сталь S355J2 демонструє вищу стабільність механічних властивостей за подальшого нагрівання до 950 °С.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.48

НАДІЙНІСТЬ МАГНІТНОГО ТА КАПІЛЯРНОГО КОНТРОЛЮ КОРПУСІВ АРТИЛЕРІЙСЬКИХ СНАРЯДІВ

Ю.М. Посипайко

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

У зв'язку з повномасштабними бойовими діями на території України гостро виникла необхідність нарощення виробництва військової техніки, зокрема артилерійських снарядів та мін.

Під час серійного виробництва корпусів снарядів та мін магнітний неруйнівний контроль є критично важливий етап забезпечення якості та надійності виробів. Цей метод дозволяє ефективно виявляти як приховані дефекти у феромагнітних сталевих корпусах без порушення їхньої цілісності та без пошкодження самого виробу. Наявність навіть мікроскопічної тріщини в металі корпусу артилерійського снаряда може призвести до його передчасного розриву в каналі ствола артилерійської системи під дією колосального тиску порохових газів, що становить небезпеку для бойового розрахунку та виводить з ладу дороге озброєння.

В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України були розроблені технологічні інструкції та рекомендації для кожної операції магнітного і капілярного контролю.

Комбіноване намагнічування (циркулярне та поздовжнє) реалізується за допомогою стаціонарних дефектоскопів обладнаних соленоїдами та контактами струму. Це дозволяє виявляти як поздовжні, так і поперечні тріщини корпусу снаряду. Застосовується метод прикладеного поля (суспензія подається під час проходження струму) або залишкової намагніченості (для високовуглецевих легованих сталей). Залишкове магнітне поле на корпусі снаряда видаляється за допомогою спеціального циклу розмагнічування.

У сучасному оборонному виробництві процеси магнітного контролю суворо регламентуються чинними національними та міжнародними стандартами (наприклад, серія ДСТУ EN ISO 9934, ASTM E1444, а також технічними умовами на конкретний вид боєприпасу). Ці нормативи визначають необхідний поріг чутливості контролю, вимоги до освітленості робочого місця, параметри магнітних суспензій та критерії неприпустимості виявлених дефектів. Доповненням до магнітного методу є капілярний контроль, який дозволяє з високою точністю виявляти відкриті поверхневі дефекти. За їхнім розташуванням, загальною протяжністю та формою утворених індикаторних слідів фахівці можуть судити про характер дефекту та причини його виникнення у процесі штампування чи механічної обробки. Процес такого контролю регламентується вимогами серії стандартів ДСТУ EN ISO 3452.

З метою забезпечення достовірності випробувань нами запропоновано технологію виготовлення спеціальних робочих контрольних зразків зі штучними імітаторами дефектів, які дозволяють оперативно перевіряти працездатність обладнання та чутливість системи. Особливу увагу при впровадженні наших методик та контрольних зразків приділено професійному навчанню та незалежній атестації операторів-дефектоскопістів.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.49

ВПЛИВ ЛІНІЙНОЇ ШВИДКОСТІ ПЕРЕМІЩЕННЯ ІНСТРУМЕНТУ НА ФОРМУВАННЯ ВКЛЮЧЕНЬ ПРИ ЗТП МАГНІЄВОГО СПЛАВУ МА2-1 ЧЕРЕЗ ПРОМІЖНИЙ ПРОШАРОК ТИТАНУ

О.Л. Пузрін, В.А. Костін, Ю.В. Фальченко,
А.Г. Покляцький, Т.Г. Таранова, Є.Б. Андрійчук
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

Сучасні галузі авіабудування, ракетобудування та транспортного машинобудування висувають дедалі більш жорсткі вимоги до зменшення маси конструкцій при збереженні високих показників питомої міцності та надійності експлуатації. Деформівні магнієві сплави, зокрема системи Mg–Al–Zn–Mn (типу МА2-1), є одними з найперспективніших конструкційних матеріалів завдяки наднизькій густині та задовільним технологічним характеристикам. Разом з тим традиційні методи зварювання плавленням магнієвих сплавів супроводжуються цілою низкою металургійних дефектів: інтенсивним окисненням і випаровуванням легуючих елементів, пороутворенням, високою схильністю до гарячих тріщин та деградацією механічних властивостей швів. У цьому контексті зварювання тертям з перемішуванням (ЗТП) як високопродуктивний твердофазний процес відкриває значні перспективи для отримання якісних нерознімних з›єднань магнієвих сплавів без розплавлення основи.

Однією з ключових проблем ЗТП магнієвих сплавів є регулювання їхньої внутрішньої структури та керування кінетикою масопереносу в зоні перемішування (термомеханічного впливу). З метою модифікування структури, подрібнення зеренної будови, дисперсійного зміцнення дедалі частіше використовують тонкі проміжні прошарки перехідних металів. Титан характеризується практичною відсутністю взаємної розчинності з магнієм у твердому стані та не утворює крихких інтерметалідів, що робить його ідеальним елементом для локального дисперсного зміцнення та дослідження потоків пластифікованого металу у зварному шві.

Проте кінцевий рівень механічних властивостей таких модифікованих з›єднань критично залежить від форми, дисперсності, просторового розподілу та щільності частинок (включень) титану, які формуються внаслідок інтенсивної пластичної деформації та механічного диспергування фольги робочим інструментом. Нераціональний вибір технологічних параметрів, передусім лінійної швидкості переміщення інструменту, веде до сегрегації крупних фрагментів та локального зниження в›язкості шва. Тому встановлення точних фізико-металургійних закономірностей еволюції включень залежно від швидкості процесу є актуальною науково-прикладною задачею.

Мета роботи полягає у встановленні характеру просторового розподілу, розміру та щільності неметалевих і фазових включень у зварному шві магнієвого сплаву МА2-1 при різних лінійних швидкостях переміщення інструменту із застосуванням проміжного титанового прошарку.

Методика досліджень. Для вивчення впливу технологічних режимів на дисперсність і просторову локалізацію включень у стикове з›єднання пластин сплаву МА2-1 вводили проміжний титановий прошарок у вигляді фольги товщиною 0,2 мм. Зварювання тертям з перемішуванням проводили при постійній частоті обертання піна 1400 об/хв та трьох лінійних швидкостях переміщення інструменту: 8, 16 та 24 м/год. Комплексні структурні дослідження здійснювали за допомогою світлової оптичної мікроскопії (Neophot-32, Carl Zeiss Jena, Німеччина), растрової електронної мікроскопії (JSM-840, JEOL, Японія) та оже-електронної спектроскопії (JAMP-9500F, JEOL, Японія). Локальний хімічний склад визначали методом мікрорентгеноспектрального аналізу на системі INCA (Оксфорд, Англія). Кількісну морфометрію та обробку мікроструктурних зображень виконували в спеціалізованому програмному пакеті MIPAR (США). Механічні випробування включали стандартні випробування на статичний розтяг і вигін, а також фрактографічний аналіз поверхонь зламу.

Результати досліджень та їх обговорення. Експериментальні дані свідчать про виражену залежність топографії та розмірних характеристик включень від лінійної швидкості зварювання. При мінімальній швидкості 8 м/год частинки переважно локалізуються асиметрично з одного боку з›єднання — сторони набігання (Advancing Side, AS), при цьому їх лінійний розмір варіюється в діапазоні від 13 до 70 мкм. Із підвищенням швидкості переміщення до 16 м/год починається перерозподіл включень по обидва боки відносно осі піна інструменту, хоча їх кількісна перевага все ще зберігається в зоні AS, а розкид розмірів становить від 4 до 118 мкм.

При досягненні швидкості 24 м/год фіксується істотне підвищення симетрії розташування включень відносно осі шва, проте спостерігається їх помітне зміщення в напрямку верхньої частини зразка (під плече інструменту). Розміри включень у цьому режимі охоплюють інтервал від 2,5 до 104,5 мкм. Виявлена вертикальна сегрегація експериментально підтверджує просторову модель пластичної течії матеріалу при ЗТП, згідно з якою масоперенос реалізується не лише у площині зварюваних пластин, а й у перпендикулярній площині — висхідними циркуляційними потоками знизу догори.

Висновки. Застосування тонкого проміжного прошарку титану дозволило розкрити закономірності перемішування та формування фазових включень у зоні ЗТП магнієвого сплаву МА2-1. Встановлено, що критичним фактором міцності є граничний розмір включень: наявність часток розміром понад 8–10 мкм спричиняє різке падіння характеристик міцності та пластичності. Встановлено, що збільшення швидкості лінійного переміщення інструменту (від 8 до 24 м/год) сприяє переходу до більш симетричного розподілу частинок відносно центральної осі шва з одночасним зменшенням їх загальної щільності. Аналіз розподілу показав наявність критичного інтервалу розмірів ультрадисперсних частинок (1–5 мкм), щільність яких у металі шва залишається стабільною і практично інваріантною до лінійної швидкості процесу.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.50

ДІАГНОСТУВАННЯ ДЕФЕКТІВ ПІДШИПНИКІВ БАГАТОРОТОРНИХ АГТД НА ОСНОВІ КАСКАДНОЇ ДЕКОМПОЗИЦІЇ ТА ІНДИКАТОРІВ НЕСТАЦІОНАРНОСТІ

Є.В. Сбродов[1,2], Р.М. Юзефович[3,4], Д.В. Павленко[2], Ю.І. Торба[1]

[1]Акціонерне товариство «Запорізьке машинобудівне конструкторське бюро «Прогрес» імені академіка О.Г. Івченка», Запоріжжя

[2]Національний університет «Запорізька політехніка»

[3]Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, Львів

[4]Національний університет «Львівська політехніка»

Вібраційний стан авіаційних газотурбінних двигунів (АГТД) є наслідком складної суперпозиції коливних процесів, що включають детерміновані роторні гармоніки та стохастичні флуктуації. Однією з ключових проблем вібродіагностики є необхідність високоточного розділення цих компонентів в умовах нестаціонарних режимів експлуатації. Зародження та розвиток дефектів призводять до виникнення нелінійностей у механічних коливних системах, через що повторюваність і стохастичність проявляються у вигляді взаємних модуляцій складових вібрації. Виявлення цих властивостей, що маскуються потужним вібраційним фоном, є критично важливим для встановлення технічного стану авіаційних газотурбінних двигунів на ранніх стадіях *деградації*. Найбільш адекватною математичною моделлю для опису таких взаємодій є періодично нестаціонарні випадкові процеси (ПНВП). Розв'язання такої задачі базується на запропонованому полігармонічному методі найменших квадратів (МНК), що дозволяє з високою точністю оцінювати параметри періодичних компонент. Алгоритм передбачає першочергове визначення базової частоти θ_1 та вилучення детермінованої складової шляхом максимізації нелінійного функціонала першого порядку:

$$\hat{F}_1(\theta_1)=\frac{1}{2}\sum_{k=1}^{K_1}\left[\hat{A}_{ck}^2(\theta_1)+\hat{A}_{sk}^2(\theta_1)\right],$$

де $\hat{A}_{ck}(\theta_1)$ та $\hat{A}_{sk}(\theta_1)$ — оцінки косинусних та синусних коефіцієнтів Фур'є функції математичного сподівання реалізації вібраційного сигналу,

$$\begin{Bmatrix}\hat{A}_{ck}(\theta_1)\\ \hat{A}_{sk}(\theta_1)\end{Bmatrix}=\frac{2}{2K+1}\sum_{n=-K_1}^{K_1}\xi(nh)\begin{Bmatrix}\cos 2k\pi\theta_1 nh\\ \sin 2k\pi\theta_1 nh\end{Bmatrix},$$

$\xi(nh)$ – вібраційний сигнал від вузла авіаційного газотурбінного двигуна.

Після віднімання від вихідного сигналу оцінки регулярної складової отримуємо оцінку стохастичного залишку $\overset{\circ}{\xi}(nh)$. Для дослідження прихованої періодичності другого порядку (амплітудної модуляції дисперсії) обробляється квадрат центрованої реалізації та обчислюється функціонал другого порядку:

$$\hat{F}_2(\theta_2)=\frac{1}{2}\sum_{k=1}^{K_2}\left[D_{ck}^2(\theta_2)+D_{sk}^2(\theta_2)\right],$$

де

$$\begin{Bmatrix}\hat{D}_{ck}(\theta_2)\\ \hat{D}_{sk}(\theta_2)\end{Bmatrix}=\frac{2}{2K+1}\sum_{n=-K_1}^{K_1}\overset{\circ}{\xi}{}^2(nh)\begin{Bmatrix}\cos 2k\pi\theta_2 nh\\ \sin 2k\pi\theta_2 nh\end{Bmatrix}.$$

На основі розрахованих потужностей гармонік математичного сподівання та дисперсії формуються кількісні індикатори стану, зокрема інтегральний індикатор нестаціонарності I_{ns}:

$$I_{ns}=\frac{\sum_{k=1}^{K_1}\left[\hat{A}_{ck}^2(\theta_1)+\hat{A}_{sk}^2(\theta_1)\right]+\sum_{k=1}^{K_2}\left[D_{ck}^2(\theta_2)+D_{sk}^2(\theta_2)\right]}{D_0},$$

що дозволяє оцінити сукупну потужність гармонік регулярного сигналу та гармонік дисперсії до усередненої за часом потужності стохастичної складової D_0. Для багатороторних систем АГТД практичне застосування даного алгоритму реалізується через процедуру каскадної декомпозиції, суть якої полягає у послідовному витягуванні домінуючих регулярних компонентів від декількох роторів. Таке покрокове «очищення» вібросигналу знімає ефект маскування слабких діагностичних ознак.

Особливої актуальності застосування ПНВП-аналізу другого порядку набуває у випадках, коли зареєстровані вібросигнали мають недостатню частоту дискретизації для аналізу всіх високочастотних розрахункових частот підшипника, або якщо місце вимірювання вібрації має довгий шлях передачі від джерела (підшипникового вузла). У таких умовах прямі розрахункові підшипникові компоненти часто губляться внаслідок заникання або через обмеження теореми Котельникова. Проте, обчислення індикаторів нестаціонарності на основі очищеного стохастичного шуму дозволяє виявляти дефекти на ранніх стадіях їх зародження. З появою первинного дефекту у підшипнику спостерігається інтенсифікація циклічної модуляції дисперсії, що кількісно відображається у зростанні значень індикатора нестаціонарності другого порядку. Водночас загальний рівень вібрації двигуна та амплітуда першої роторної гармоніки можуть залишатися в межах експлуатаційної норми або зростати несуттєво, що робить традиційні амплітудні методи вібродіагностики недостатньо чутливими до початкових стадій деградації вузла у АГТД.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.51

HEAT TRANSFER, PARTICLE MELTING, PHASE TRANSFORMATIONS, AND STRUCTURAL ORDERING IN FEAL INTERMETALLIC COATINGS PRODUCED BY D-GUN SPRAYING*

C. Senderowski

The Institute of Mechanics and Printing, Faculty of Mechanical and Industrial Engineering, Warsaw University of Technology, Warsaw, Poland

This presentation presents a comprehensive analysis of heat transfer to FeAl powder particles in a stream of gaseous detonation combustion products, as encountered in the practical technological process of gas-detonation spraying (GDS) for applying Fe–Al intermetallic protective coatings. The study identifies the constituent phenomena of gas detonation by calculating detonation parameters and the thermodynamic state of combustion products at the Chapman–Jouguet (C–J) plane. These values were derived from the chemical equilibrium balance of detonation combustion using the TIGER thermochemical code, with the mixture composition accounting for the air used to transport the powder (0.4 m^3/h). The analytical and numerical modeling, which examines momentum exchange and the heat balance of FeAl powder particles (10–160 μm), also incorporates the influence of radiative heat transfer between the FeAl particles and the detonation-gun barrel walls. Furthermore, the analysis considers heat conduction within the FeAl particles, accounting for the "blocking" effect on heat conduction caused by oxide ceramics formed in situ during the GDS process. The modeling was performed using parameters that replicate the actual conditions of the GDS experiment conducted at the Paton Institute of the Ukrainian Academy of Sciences, employing the Perun-S launcher with a barrel length of 590 mm. A comprehensive analysis of the structural properties of the research material, comprising Fe40Al powder particles in their as-received state and Fe–Al coatings, was conducted. This analysis covered chemical composition, phase constitution, morphological and crystallographic microtexture, susceptibility to surface and bulk melting, oxidation levels and oxide phase content, deformation of powder particles and grains within the intermetallic coating structure, as well as the retention of the FeAl superlattice from the starting powder and the thermal stability of the FeAl (B2) phase. Experimental verification of changes in the Young's modulus of the FeAl-based coatings, which feature a heterogeneous structure containing oxide ceramics, was performed as a function of temperature (up to 900 °C) using RFDA equipment. This aimed to determine the dynamic pressure generated when FeAl powder particles impact a steel substrate and the thermal stability of the FeAl (B2) phase. The work summarizes many years of the author's research, conducted in collaboration with scientists from the Military University of Technology in Warsaw, where the author was affiliated.

*Пленарна доповідь.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.52

МОДЕЛЬ ВОДНЕВОГО ОКРИХЧЕННЯ МЕТАЛУ ПРИ ДЕФОРМАЦІЇ

В.С. Синюк, В.В. Головко, С.М. Степанюк

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

Суттєвою проблемою при зварюванні високоміцних низьколегованих сталей є утворення холодних тріщи, ризик виникнення яких збільшується при збільшенні концентрації дифузійного водню. Комп'ютерне моделювання утворення холодних тріщин у зварному з'єднанні передбачає розрахунок теплових полів при зварюванні, розвиток в часі поля концентраційнії дифузійного водню, а також розвиток залишкових напруженнь. Ми використовуємо підхід до розрахунку залишкових напружень з урахуванням окрихчувальної дії водню на механічні властивості металу. При такому підході виникнення тріщини у зварному з'єднанні моделюється як результат розрахунку залишкових напружень з урахуванням температурних залежностей механічних і фізичних властивостей металу а також залежності механічних властивостей від концентрації дифузійного водню. Отже, для моделювання ризиків утворення холодних тріщин у зварних з'єднаннях потрібна модель, що описує окрихчення металу (зменшення його пластичних властивостей) під дією водню. У цій роботі ми пропонуємо модель водневого окрихчення, що описує процес зменшення пластичних властивостей металу в процесі його деформації в рамках механіки суцільних середовищ з пошкоджуваністю. В цьому підході вважається, що процес деформації і руйнування це єдиний процес, в якому накопичуються пошкодження — мікротріщини, що описуються своїм параметром на макрорівні. А вплив водню на окрихчення металу описується через вплив на пошкоджуваність. Запропоновані рівняння моделі, що включають в себе вплив параметра пошкоджуваності на модуль пружності та умову пластичності. На основі порівняння деформаційних кривих сталі у вихідному стані та з вмістом водню вдалось визначити рівняння, що описує кінетику росту параметра пошкоджуваності в залежності від деформації. А вплив водню описується через залежність параметра пошкоджуваності від концентрації дифузійного водню. Метод чисельного розв'язку рівняннь моделі запрограмований мовою Fortran у комерційному пакеті ABAQUS та пакеті з відкритим вихідним кодом — CalculiX. Для експериментальних досліджень використовували циліндричні зразки діаметром робочої частини 6 мм з високоміцної низьколегованої сталі з границею плинності 750 МПа. Зразки наводнювались електролітично в 5%-ому водному розчині сірчаної кислоти з додаванням 1 г/л тіосульфату натрію для активації при густині струму 1–10 мА/см^2 для забезпечення різної концентрації дифузійного водню. Кожен зразок наводнювався окремо. Після наводнення до моменту випробувань зразки зберігали у рідкому азоті. Випробування проводили на сервогідравлічній машині INSTRON-1251 при швидкості розтягу 2 мм/хв із записом графіку «напруження-деформація». Після випробування зразки зберігали у рідкому азоті для подальшого аналізу вмісту дифузійного водню, який виконували хроматографічним методом. По схемі експерименту проводили розрахунки на розтяг вісесиметричного зразка у 2D з різними початковими значеннями параметра пошкоджуваності, які задавались у момент початку пластичної деформації. Зіставлення розрахункових кривих «напруження–деформація» з експериментальними даними показало хорошу здатність моделі до прогнозування водневого окрихчення. В результаті виявилось, що залежність параметра пошкоджуваності від вмісту дифузійного водню в металі має степеневий характер. Таким чином, розроблена нами модель може бути використана в подальшому для моделювання ризиків утворення холодних тріщин у зварних з'єднаннях.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.53

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ДОВГОМІРНИХ ЗАГОТІВОК ІЗ СПЛАВІВ WC–Co ПРИ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОМУ НАГРІВІ

М.О. Сисоєв[1], В.М. Нестеренков[1], Г.П. Кисла[2]

[1]Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

[2]ТОВ «Плазматек», Київ

Електронно-променеві технології все частіше використовують в промисловому масштабі при термічній обробці заготівок з твердих сплавів. Цей напрямок вважається перспективним в сучасній порошковій металургії та адитивному виробництві. Актуальність цього підходу обумовлена можливістю скоротити час термічного впливу до декількох хвилин в порівнянні з годинами при використанні традиційних технологій. Висока швидкість нагріву сприяє збереженню вихідної дисперсності частинок карбіду вольфраму та запобігає рекристалізаційному росту зерен, забезпечуючи дрібнозернисту або нанорозмірну структуру. Висока керованість електронного променю дозволяє створювати необхідне теплове поле, що забезпечує рівномірну усадку порошкового матеріалу в усьому об'ємі. При обробці довгомірних виробів, вироби з відношенням поперечного перетину до довжини більше 10, слід враховувати виникнення короблення та градієнтів температури по довжині заготовки.

При дослідженні процесу спікання пресованих стрижнів складу WC–10Co довжиною 190 мм та діаметром 8 мм спостерігається наступна поведінка зразків при температурі 1340 °C та часу витримки 30 с: розмір зерен карбіду вольфраму по довжині зразку, суттєво не змінюється і складає 0,2–2,5 мкм і практично не відрізняється від вихідного розміру порошку карбіду вольфраму. При визначенні кількості зерен, що встигли перекристалізуватися, тобто сформувалася огранка карбідного зерна, то кількість таких зерен на периферії складає 66,2 % в порівнянні з 83 % в центральній частині.

Щільність, твердість по довжині зразку зменшується від центральної частини до периферії. Щільність має значення 13,72 та 12,59 г/см^3 відповідно. Значення твердості складають 84,4 та 73,7 HRA, що обумовлено різницею температур в об'ємі твердосплавної заготівки при спіканні і формуванню градієнтної структури по довжині заготівки.

Збільшення часу витримки до 60 с дає можливість досягнути теоретичних значень твердості та щільності при цьому розмір зерен карбідної складової не суттєво збільшується. Кількість огранених зерен карбіду зростає до 90 %. Це свідчить про те, що, навіть при такому малому часі витримки, при електронно-променевому спіканні можна отримувати високоякісні матеріали зі сплавів складу WC–Co. Правильне використання градієнтного температурного поля, що створює електронний промінь в матеріалі, дає можливість використовувати його для створення градієнтних матеріалів з різним розміром зерна карбідної складової. Експериментально показано, що в поверхневому шарі, приблизно 50 мкм, можна сформувати прошарок з розміром карбіду 6–10 мкм.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.54

ВПЛИВ ПРОСТОРОВОГО ПОЛОЖЕННЯ ЛАЗЕРНОГО ЗВАРЮВАННЯ НА ФОРМУВАННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ ТОНКОСТІННИХ ТАВРОВИХ З'ЄДНАНЬ ІЗ СТАЛІ AISI 321

О.В. Сіора, С.В. Бондарєва, М.О. Фролов, А.П. Гринь, В.А. Курило, А.В. Бернацький
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

Лазерне зварювання тонкостінних конструкцій із корозійностійких сталей є перспективним способом одержання з'єднань із високою точністю та мінімальним тепловим впливом. Водночас під час формування таврових з'єднань прорізним швом у різних просторових положеннях змінюються умови взаємодії лазерного випромінювання з металом і гідродинаміка зварювальної ванни, що може впливати на геометрію шва, утворення пор та структурно-хімічну неоднорідність металу. Метою роботи є встановлення закономірностей впливу параметрів і просторового положення лазерного зварювання прорізним швом на формування, структуру та механічні характеристики тонкостінних таврових з'єднань із корозійностійкої сталі AISI 321. Досліджували таврові з'єднання зі сталі AISI 321 товщиною 1.2 мм, одержані лазерним зварюванням у нижньому, вертикальному положеннях, а також під кутами 45° і 60°. Оцінювали геометричні характеристики шва (ширину, висоту, глибину провару та коефіцієнт форми), наявність пор, мікроструктуру та розподіл хімічних елементів у різних ділянках зварного з'єднання. Для дослідження локального хімічного складу застосовували сканувальний електронний мікроскоп Tescan Mira 3 LMU. Встановлено, що просторове положення зварювання впливає на геометричні параметри шва та характер розподілу хімічних елементів. Зокрема, для верхньої частини шва зі збільшенням кута зварювання від 0° до 90° концентрація Ni в об'ємі кристалітів зменшувалася від 14,595 до 13,72 %, а на їхніх границях — від 22,265 до 15,69 %. Для Cr відповідні значення в об'ємі кристалітів становили 17,045–16,30 %, тоді як на границях — 15,62–16,26 %. Це свідчить про зміну ступеня хімічної неоднорідності металу шва залежно від просторового положення. Мікроструктура металу шва є литою, дисперсною та складається з тонких кристалітів, орієнтованих у напрямку тепловідведення. Їхня ширина в центральній зоні становить 2,5–7,5 мкм, поблизу лінії сплавлення — 2,5–3,5 мкм. Структура шва аустенітна з невеликою кількістю δ-фериту (до 1,5 %). За результатами візуального та радіографічного контролю в досліджених зразках не виявлено тріщин, пор і включень; якість з'єднань відповідає рівню B за ISO 13919-1:2015. Результати механічних випробувань на статичний розтяг засвідчать, що руйнівне навантаження досліджених з'єднань перевищує відповідні показники основного матеріалу; руйнування відбувається переважно по ребру або по шву полиці. Отримані результати підтверджують доцільність урахування просторового положення під час розроблення технології лазерного зварювання прорізним швом тонкостінних таврових конструкцій.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.55

INFLUENCE OF FILLER MATERIAL ON SELECTED PROPERTIES OF HYBRID PLASMA-MAG WELDED JOINTS OF RAMOR 500 STEEL*

B. Skowrońska, B. Szulc, A. Senator, Konrad Makowski, T. Chmielewski
The Institute of Mechanics and Printing, Faculty of Mechanical and Industrial Engineering, Warsaw University of Technology, Warsaw, Poland

The microstructure of the weld and different imperfections in the Heat Affected Zone intensively shape the weldment characteristics especially in case of structure materials with low weldability. In problem of ballistic steel weldability, the filler material plays significant role. The producers of ballistic steels recommend using of filler materials with relatively high plasticity (e.g. ER 307 acc. AWS A-5.9) to compensate for the high level of welded joints residual stresses in this way the risk of cold cracks could be degrease. However, this approach has significant disadvantage of the complete lack of ballistic resistance of the weld to compare of base material. Using of hybrid Plasma-MAG welding has been allowed to produce thick welds (thickness >8 mm) with relatively low level of residual stresses and by means of single passes. In general, using of hybrid welding allow to consider apply of high strength filler material (EN-ISO 18276-B: TZ2T15-1M21A-N4C1M2-H5 diamonspark 1100 MC) without over risk of welds cold cracks. Main purpose of this investigation was wide compering the properties of joints obtained with significantly different filler materials 307 AISI and TZ2T15-1M21A-N4C1M2-H5. The welded joints properties were described in terms of their microstructure, mechanical properties, and ballistic resistance. The welds with 307 as filler exhibited a lower hardness (~320*HV*) of welds than welds of 1100MC filler material (~350*HV*). The weld with ER 307 filler material has austenitic structure, and 1100 MC filler material causes phase structure of ferritic-martensitic. 1100 MC filler welded joint showed higher tensile strength (approximately 1050 MPa) than ER 307 filler welded joint (~550 MPa) and relatively higher hardness 350*HV* than ER 307 filler welded joint approximately 250*HV*. The weld of 1100 MC filler material exhibited significantly higher ballistic resistance in a shot test with 7.62 intermediate caliber ammunition.

*Пленарна доповідь.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.56

ВПЛИВ СТРУКТУРИ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТЕРМОЗМІЦНЕНИХ СТАЛЕЙ ВИСОКОЇ ТВЕРДОСТІ НА ЇХ ПРАЦЕЗДАТНІСТЬ В УМОВАХ УДАРНИХ НАВАНТАЖЕНЬ*

О.А. Сливінський[1,2], В.В. Квасницький[2], В.Д. Позняков[1], А.В. Завдовєєв[1]

[1]Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

[2]Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Київ

Відомою проблемою зварності термооброблених на високу твердість сталей, призначених для бронезахисту, є високий рівень структурно-механічної неоднорідності металу зварних з'єднань, що спричиняє зниження його стійкості до високошвидкісного удару, порівняно з основним металом. Це обумовлено впливом металургійних процесів взаємодії між зварювальними матеріалами і основним металом та перебігу структурно-фазових перетворень під дією термічного циклу зварювання (ТЦЗ) на структурнозалежні характеристики зварних з'єднань (твердість, в'язкість руйнування, динамічна міцність тощо).

Проведені дослідження вирішували дві здачі: 1) встановлення кореляційних залежностей між фазовим складом, мікроструктурою і твердістю металу характерних ділянок зварних з'єднань термозміцнених сталей високої твердості з його стійкістю до балістичного удару; 2) визначення особливостей впливу методів дугового зварювання плавким електродом у захисному газі (MAG), зокрема з контрольованими короткими замиканнями та імпульсною модуляцією струму (CMTp — Cold Metal Transfer + Pulse), імпульсно-плазмового зварювання (PAWp — Plasma Arc Welding + Pulse) та гібридного лазерно-дугового зварювання (LAHW — Laser Arc Hybrid Welding) на структурно-фазовий склад, ударну в'язкість і балістичну стійкість зварних з'єднань термозміцнених сталей високої твердості.

На першому етапі досліджень, за допомогою розробленої методики вивчення параметрів утворюваних під час балістичних випробувань кратерів вперше експериментально визначено вплив мікроструктури характерних ділянок MAG зварного з'єднання термозміцненої сталі високої твердості (~500 HBW) зі швом, виконаним електродним дротом аустенітного класу, на їх стійкість до високошвидкісного удару. Встановлено, що потенційно уразлива до пробиття високошвидкісними ударниками область складає приблизно половину вплинутого зварювальними процесами металу зварного з'єднання та охоплює не тільки шов, але і всю прилеглу до нього частину ЗТВ до ділянки високого відпуску включно. Визначено, що найуразливішою частиною зварного з'єднання є метал шва схильний до крихкого відколювання, внаслідок значного розкиду показників мікротвердості, обумовленого утворюванням структурно-неоднорідних ділянок, а також низького опору аустеніто-феритної структури проникненню загартованого ударника. В межах ЗТВ найменшу опірність до високошвидкісного удару має метал ділянки перегріву, схильний до локалізації зсувної деформації в режимі «зрізання пробки» через небажані параметри зеренно-фазної структури, зокрема утворення грубоголчастого невідпущеного мартенситу. Встановлено, що причиною зниження стійкості до балістичного удару металу ЗТВ не може бути виключно зневіцнення під впливом обумовлених зварювальним теплом процесів відпуску. Зокрема, в межах ділянки відпуску ЗТВ відносно низьку стійкість до балістичного удару має тільки метал субзони високого відпуску з максимальним в межах утворюваної ЗТВ провалом твердості. З віддаленням від ділянки неповної перекристалізації структура субзон в межах ділянки відпуску змінюється, складова трооститу відпуску поступово зменшується, а мікротвердість, очікувано зростає. Це позитивним чином впливає на балістичну стійкість субзон середнього і низького відпуску. Показано, що вирішальний вплив на опірність ділянки відпуску високошвидкісному удару має не загальна її протяжність, а ступінь знеміцнення в межах субзони високого відпуску, що для умов обмеження погонної енергії зварювання не більше ~0,9 кДж·мм$^{-1}$, перш за все, визначається системою легуванням основного металу.

На другому етапі було встановлено раціональні параметри режимів MAG, CMTp, PAWp і LAHW зварювання стикових з'єднань термозміцненої сталі високої (~500 HBW) і надвисокої (~600 HBW) твердості завтовшки 5,4 та 6,2 мм відповідно, що забезпечували наскрізне проплавлення за один прохід та формування металу швів без геометричних дефектів, за умови обмеження погонної енергії (не вище ~0,9 кДж·мм$^{-1}$ для MAG, CMTp і PAWp процесів). Застосування LAHW процесу дозволило вдвічі збільшити швидкість зварювання у порівнянні з MAG способом. У свою чергу застосування CMTp і PAWp процесів дозволило зменшити погонну енергію порівняно з MAG зварюванням на 10 і 15 % відповідно. Це обумовило звуження високотем-

*Пленарна доповідь.

пературної області ЗТВ, метал якої під час зварювання перегрівався вище від точки A_{c1} (ділянки перегріву, повної та неповної перекристалізації) у СМТр, PAWp і LAHW з'єднань, порівняно з MAG, у 1,2; 1,4 та 1,7 разів відповідно.

Водночас встановлено, що застосування пульсуючої стисненої плазмової дуги неплавкого катоду, з незалежною відносно її енергетичних параметрів швидкістю подавання присадного матеріалу, а також гібридного лазерно-дугового процесу, обумовило суттєвий вплив на гідродинамічні і конвективні потоки в розплаві ванни та дозволило збільшити частку основного металу залученого до формування шва. Водночас рівень структурно-механічної неоднорідності утворюваних PAWp і LAHW зварних швів виявився нижчим у порівнянні з металом швів MAG і СМТр з'єднань.

Зокрема, для з'єднань сталі твердістю ~600 HBW, мікроструктура зварного шва, виконаного MAG зварюванням, крім дендритних кристалітів аустенітного твердого розчину, складається з протяжних мартенситних ділянок у субзоні сплавлення з металом ЗТВ, δ-фериту мереживної форми вздовж дендритних гілок та δ-фериту глобулярної форми. У середньому мікротвердість металу шва, вздовж його вертикальної осі в 2,0–1,8 разів менша від твердості основного металу.

Середня твердість металу шва СМТр з'єднання більше, ніж у 2 рази нижча за твердість основного металу. Проте і його мікроструктура не є однорідною сумішшю аустеніту з додаванням δ-фериту та містить численні «острівці» недостатньо легованих зварювальним дротом ділянок, що мають структуру мартенситу і високу мікротвердість (~500 $HV_{0,3}$).

Застосований під час PAWp і LAHW зварювання метод комбінованого легуванням металу шва штатним для з'єднання термозміцнених сталей зварювальним дротом типу SS307 та закладеним у зазор між з'єднуваними крайками прутком типу SS308L дозволив реалізувати новий підхід до зварювання сталей для бронезахисту, що суттєво відрізняється від традиційних технологій дугового зварювання високолегованим електродним дротом аустенітного класу. Незважаючи на використання високолегованих зварювальних матеріалів аустенітного класу, у металі швів формуються структури мартенситного (PAWp) та мартенсито-бейнітного (LAHW) типу. При цьому твердість металу швів утворених PAWp методом зварювання не поступається твердості основного металу, а середня твердість швів утворених LAHW зварюванням лише на 30 % нижча, від твердості основного металу.

Для PAWp з'єднання сталі надвисокої (~600 HBW) твердості за висотою зварного шва встановлено виражену структурну анізотропність металу на макрорівні. У кореневій ділянці, заввишки ~3 мм формується дрібноголчастий мартенсит з найвищими значеннями мікротвердості до ~680 $HV_{0,3}$. У середній за висотою частині, заввишки ~2 мм, присутні смуги різної протравлюваності, а показники мікротвердості знижуються до ~570 $HV_{0,3}$. У верхній ділянці шва, заввишки ~2 мм всередині сильно здрібнених чарунок первинних кристалітів виділився безструктурний мартенсит — нанокристалічна суміші мартенситу і залишкового аустеніту, а твердість зросла до рівня твердості основного металу.

Для випробувань на ударний вигин використовувались зменшені випробні зразки згідно ДСТУ ISO 148-1:2022 розмірами 55×10×5 мм з V-подібним надрізом. За їх результатами співвідношення поглиненої енергії руйнування KV металу ділянок зразків зварних з'єднань сталі надвисокої (~600 HBW) твердості до основного металу складає: шов MAG 2:1; шов СМТр 2,3:1; шов PAWp 1,1:1; шов LAHW 1:1; ділянка перегріву ЗТВ 0,6:1 (для дугових методів зварювання) і 1:1 (для LAHW); ділянка повної перекристалізації ЗТВ 1:1 (для дугових методів зварювання) і 1,2:1 (для LAHW); субзона низького відпуску 1,6:1. Водночас аналогічні показники для металу ділянок LAHW зварного з'єднання сталі високої (~500 HBW) твердості дещо нижчі: шов 0,5:1; ділянка перегріву ЗТВ 0,4:1; ділянка повної перекристалізації ЗТВ 1:1. Це може бути пов'язано із вдвічі вищими показниками ударної в'язкості основного металу сталі високої (~500 HBW) твердості у порівнянні з дослідженою сталлю надвисокої (~600 HBW) твердості.

Балістичні випробування проводились в акредитованому науково-дослідному центрі випробувань, експертизи та сертифікації персональних броньованих засобів захисту Національного університету оборони України на відповідність зварних зразків класу захисту згідно з ДСТУ 3975–2000 «Захист панцеровий спеціалізованих автомобілів. Загальні технічні вимоги». Обстріл здійснювався з відстані 10 м під кутом влучання 90° із застосуванням набоїв 5,45×39 мм трьох типів: 7Н6 зі звичайною кулею ПС із сталевим сердечником зі сталі 10; 7Н6М з кулею ПС з термозміцненим на твердість 56–60 *HRC* осердям зі сталі 65Г; 7Н10 з кулею ПП (підвищеної пробивальності) з конічним осердям зі сталі 75 твердістю 60 *HRC*. За результатами балістичних випробувань:

● зразок зварного з'єднання зі сталі надвисокої (~600 HBW) твердості розміром 500×300×6,2 мм з MAG зварним швом витримав випробування щодо стійкості до обстрілу із застосуванням кулі ПС (7Н6);

● зразок зварного з'єднання зі сталі надвисокої (~600 HBW) твердості розміром 500×300×6,2 мм з CMTp зварним швом не витримав випробування щодо стійкості до обстрілу із застосуванням кулі ПС (7Н6);

● зразок зварного з'єднання зі сталі надвисокої (~600 HBW) твердості розміром 500×300×6,2 мм з PAWp зварним швом витримав випробування щодо стійкості до обстрілу із застосуванням кулі ПП (7Н10), що відповідає кулестійкості основного металу;

● зразок зварного з'єднання зі сталі високої (~500 HBW) твердості розміром 400×300×5,4 мм з PAWp зварним швом витримав випробування щодо стійкості до обстрілу із застосуванням кулі ПС (7Н6), що відповідає кулестійкості основного металу;

● зразок зварного з'єднання зі сталі надвисокої (~600 HBW) твердості розміром 420×300×6,2 мм з LAHW зварним швом витримав випробування щодо стійкості до обстрілу із застосуванням кулі ПС (7Н6М).

Таким чином результати проведених досліджень свідчать, що встановлювані за стандартизованими лабораторними методиками показники мікротвердості або ударної в'язкості окремих субзон зварного з'єднання не можуть повною мірою відображати їх прогнозовану стійкістю до високошвидкісного удару компактними термозміцненими ударниками зі швидкістю удару ~900 м/с.

Зокрема, метал зварних швів, виконаних дуговим зварюванням (MAG, CMTp) електродами аустенітного класу має більш високий рівень ударної в'язкості та суттєво нижчу твердість у порівнянні з основним металом — середньовуглецевою легованою термозміцненою сталлю. Однак, за результатами проведених балістичних випробувань, структура таких швів не завжди демонструє необхідну опірність до проникнення і пробиття високошвидкісним ударником (CMTp). Водночас результатами балістичних випробувань підтверджено, що розроблений метод комбінованого легуванням металу шва для технології імпульсно-плазмового зварювання (PAWp) забезпечує одержання зварних з'єднань броньових сталей різних класів твердості з балістичною стійкістю, еквівалентною основному металу. В свою чергу, для високопродуктивної технології гібридного лазерно-дугового зварювання (LAHW) зростання швидкості зварювання, порівняно з базовою MAG технологією, завдяки методу комбінованого легування металу шва, не вплинуло негативним чином на балістичну стійкість зварних з'єднань, а навпаки — забезпечило приріст опірності до пробиття термозміцненими ударниками.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.57

МОДЕЛЮВАННЯ МЕТОДОМ КІНЦЕВИХ ЕЛЕМЕНТІВ ПРОЦЕСІВ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ПРИ ЛАЗЕРНОМУ ЗВАРЮВАННІ ТОНКОСТІННОЇ НЕРЖАВІЮЧОЇ СТАЛІ У РІЗНИХ УМОВАХ

М.В. Соколовський, Ю.В. Юрченко,
О.В. Сіора, Т.М. Набок, А.М. Бацак, А.В. Бернацький
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

Одним з важливих моментів, на який звертається увага при лазерному зварюванні тонкостінної нержавіючої сталі, є забезпечення перебігу таких теплових процесів, котрі запобігали б утворенню тріщин, а також мінімізували залишкові внутрішні напруження зварного з'єднання. Однак, аналіз напружено-деформованого стану (НДС) потребує проведення серії експериментів і у випадку повнофакторного експерименту потребує великих часових і фінансових затрат. За останні 20 років, розвиток математичного моделювання, спричинений розвитком інформаційних технологій, дає нам можливість зменшити ці затрати за рахунок проведення цифрового обчислення процесів зварювання, а також характеристик отриманих зварних з'єднань (включаючи його НДС). Саме тому, для попереднього підбору оптимальних робочих режимів лазерного зварювання, а також вивчення структури зварного з'єднання було вирішено провести математичне моделювання процесів зварювання та аналіз НДС зварного з'єднання методом кінцевих елементів.

Залишкові напруження під час лазерного зварювання були змодельовані за допомогою методу скінченних елементів у спеціальному пакеті програмного забезпечення при різних робочих режимах, де потужність лазерного випромінювання (P) складала від 1,5 до 3,5 кВт з кроком у 1 кВт; а швидкість зварювання лазерним променем (V) складала 1,5–3,5 м/хв з кроком у 1 м/хв. Вимірювання залишкових напружень при цьому проводились після завершення процесу зварювання. Для визначення оптимальної підкладки для лазерного зварювання і забезпечення належного тепловідводу, було створено дві фізичні моделі, де одна мала підкладку зі сталі S235R (аналог Ст3), а інша — з міді.

Результати скінченно-елементного моделювання залишкових напружень показали, що:

- Найбільші значення залишкових напружень при використанні сталевої підкладки складають 110–125 МПа. при використанні мідної підкладки — 74–82 МПа.
- Підвищення потужності лазерного випромінювання та швидкості зварювання призводить до зниження значень залишкових напружень у НДС зварного з'єднання.
- Використання мідної підкладки призводить до зниження максимальних значень залишкових напружень, водночас збільшуючи площу, де спостерігаються ці значення, на 45–55 %.

Після експериментального підтвердження можна підвести висновок, що напружено-деформований стан зварних з'єднань, отриманих з допомогою промодельованих режимів лазерної обробки, є задовільним до вимог державних та промислових стандартів.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.58

РОЗРОБКА СЕРІЇ ВИСОКОЧАСТОТНИХ ЕЛЕКТРОХІРУРГІЧНИХ МОБІЛЬНИХ АВТОНОМНИХ ГЕНЕРАТОРІВ

В.А. Ткаченко[1], С.Д. Грабовський[1], Т.Г. Самойлова[1], Н.А. Чвертко[1], С.Є. Подпрятов[2], С.С. Подпрятов[2]

[1]Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

[2]Київська міська клінічна лікарня № 1

Екстрена зупинка кровотеч в умовах бойових дій є актуальною потребою для збереження здоров'я та життя наших воїнів. На передовій до цього часу використовуються традиційні методи кровозупинення, що не завжди гарантують результат. Використання турнікетів має обмежений термін (2 години). Ідея полягає в наданні оперативної медичної допомоги на тактичному рівні.

Мета роботи. Розробка серії мобільних автономних ВЧ генераторів (МАВ) для використання як медиками, так і людьми без спеціальної освіти з метою гарантовано надійного перекриття судин, зупинки кровотечі з ран умовах бойових дій та катастроф за відсутності стабільного електропостачання.

Протягом 35 років ІЕЗ ім. Є.О. Патона веде дослідження в сфері зварювання живих тканин. Розробка нових енергозберігаючих алгоритмів зварювання, системи керування зарядом батареї та електрохірургічним інструментом, використання сучасної елементної бази дозволило реалізувати концепцію автономного ВЧ генератора, що на одному заряді акумулятора може виконати більше 100 герметизацій судин.

Створено серію прототипів високочастотних мобільних автономних генераторів: МАВ-100, МАВ-200 та МАВ-300, що відрізняються розміром і функціональністю. Всі моделі можуть працювати як від зовнішнього джерела електроенергії, так і від внутрішніх акумуляторів. Комплектація МАВ включає ВЧ генератор, блок зарядки, спеціальні електрохірургічні інструменти.

Характеристики МАВ-200: середня потужність — 30 Вт, потужність в імпульсі — до 300 Вт, габаритні розміри — 220×200×85 мм, маса — 1,5 кг.

Сфери використання генераторів серії МАВ: медицина катастроф, надання допомоги пораненим під час бойових дій на різних рівнях від ТССС до військових шпиталів R3.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.59

ЕЛЕКТРОПОРАЦІЯ ДЛЯ РУЙНУВАННЯ ОНКОУТВОРЕНЬ, РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ, ОБЛАДНАННЯ ТА ІНСТРУМЕНТІВ

В.А. Ткаченко, С.В. Ткаченко, С.Д. Грабовський, Н.А. Чвертко, О.В. Романенко
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

Електропораційні технології відкривають перспективи для створення нових методів локального впливу на біологічні тканини, зокрема під час лікування онкологічних захворювань. Одним із таких напрямів є незворотна електропорація (IRE), яка передбачає використання короткотривалих високовольтних електричних імпульсів для досягнення стійкого порушення функцій клітинних мембран і подальшої деструкції пухлинної тканини.

Фізичною основою цього методу є здатність зовнішнього електричного поля змінювати електричний стан клітинної мембрани та її проникність. Залежно від характеристик прикладеного поля і властивостей тканини сформовані зміни можуть бути тимчасовими або незворотними. Завдяки можливості впливати на проникність клітинних мембран електропораційні технології використовуються також у харчовій промисловості, фармацевтичних процесах і біомедичних дослідженнях.

Під час незворотної електропорації стійкі порушення мембранних властивостей призводять до втрати клітиною здатності підтримувати нормальний іонний баланс та регулювати обмін речовин із зовнішнім середовищем. Це створює умови для загибелі клітин і реалізації ефекту нетеплової абляції пухлинних утворень.

В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України створено експериментальний зразок високочастотного генератора ABI-3500, який забезпечує формування електричних імпульсів напругою до 3000 В і струмом до 40 А. Для практичної реалізації електропораційного впливу розроблено також дослідні зразки спеціалізованих інструментів із голчастою багатоелектродною конфігурацією.

Окремим напрямом робіт є вдосконалення системи формування електричного впливу з урахуванням реакції біологічного об’єкта. Розробляється підхід до побудови адаптивного електропоратора, у якому параметри наступних імпульсів визначатимуться за результатами аналізу електричної відповіді тканини. Для цього передбачено реєстрацію напруги та струму навантаження, а також програмне опрацювання змін імпедансу або провідності. Отримана інформація використовується як зворотний зв’язок для коригування основних параметрів впливу — амплітуди, тривалості та кількості імпульсів.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.60

СТРУКТУРА ТА МІКРОТВЕРДІСТЬ СТИКОВИХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ МІДІ МАРКИ М1, ОДЕРЖАНИХ ЗВАРЮВАННЯМ ТЕРТЯМ З ПЕРЕМІШУВАННЯМ

А.Ю. Тунік, Л.І. Адєєва, Є.В. Зеленін, М.А. Полєщук, С.Г. Григоренко

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ, Україна

Вступ. Зварювання тертям з перемішуванням (ЗТП) є ефективним методом з'єднання матеріалів у твердій фазі без їх розплавлення. Висока теплопровідність та теплоємність технічної міді М1 потребують високого тепловкладення та використання термостійкого інструменту. Визначення оптимальних параметрів ЗТП дозволяє оптимізувати параметри ЗТП які забезпечать сформування дрібнозеренистої структури, рівноміцної основному металу та усунути можливе дефектоутворення.

Мета роботи. Дослідження впливу технологічних параметрів ЗТП (осьового навантаження/заглиблення заплечика та швидкості зварювання) на макро- й мікроструктуру, температуру зварювання та розподіл мікротвердості в стикових з'єднаннях листової міді М1.

Матеріали та методика експерименту. Зварювання пластин міді М1 товщиною 10 мм (вихідна мікротвердість 1090±50 МПа, розмір зерна 100–800 мкм) здійснювали на модернізованому фрезерному верстаті 6Р13. Робочий інструмент із твердого сплаву ВК10КС мав заплечик Ø34 мм та конічний пін завдовжки 6,5 мм (діаметри основ 10 та 3,5 мм). Кут нахилу осі інструменту становив 1,5°. Досліджували два фактори:

- Заглиблення заплечика: 0,2 мм (площа контакту 130±15 мм^2) та 0,6 мм (280±15 мм^2) при частоті обертання
- $V_{об}$ = 800 і швидкості зварювання $V_{зв}$ = 40 мм/хв.
- Швидкість зварювання: 25, 40 та 100 мм/хв при $V_{об}$ = 800об/хв і заглибленні 0,2 мм.

Результати та їх обговорення:

- Зональна будова шва: У поперечному перерізі сформовано трапецієподібну верхню частину шва (від заплечика) з ділянками темного (з боку набігання) та світлого травлення, округле ядро (від піна), а також зони термомеханічного (ЗТМВ) та термічного впливу (ЗТВ).

- Вплив заглиблення заплечика: Збільшення заглиблення з 0,2 до 0,6 мм підвищує тепловкладення й температуру під піном з ~600 °С до ~900 °С. Це призводить до зростання максимальної висоти верхньої частини шва на ~44 %, зменшення загальної висоти шва на 7 % та зниження мікротвердості в усіх зонах шва на величину до 15 % (зокрема ядра — з 970 МПа до 885 МПа) через термічний відпал. Зеренна структура ядра стає більш однорідною (розмір зерен 20–30 мкм). При обидвох глибинах заглиблення дефектів у шві не виявлено.

- Вплив швидкості зварювання: Зміни швидкості не виявили суттєвого впливу на геометричні розміри шва. Зі зростанням швидкості з 25 до 100 мм/хв мікротвердість ядра підвищується з 970 до 1055 МПа за рахунок зменшення тепловкладення. Проте при швидкостях 25 та 100 мм/хв у з'єднаннях спостерігаються тріщини біля межі верхньої частини шва та ядраю

- При 25 мм/хв тріщиноутворення зумовлене надмірними деформаційними процесами;

- При 100 мм/хв тріщини виникають через недостатнє прогрівання металу (~450 °С) і формування нерівномірно подрібненої структури (20–100 мкм) під впливом механізмів фрагментації.

- Оптимальний режим $V_{зв}$ = 40мм/хв забезпечує нагрів металу до ~600 °С, проходження первинної рекристалізації з утворенням дрібного рівноважного зерна (10–50 мкм) і формування щільного бездефектного з'єднання з мікротвердістю 81–91 % від основного металу.

Висновки. Найбільш якісні та бездефектні стикові з'єднання листової технічної міді М1 товщиною 10 мм методом ЗТП досягаються за параметрів: заглиблення заплечика 0,2 мм, частота обертання інструменту 800 об/хв та швидкість зварювання 40 мм/хв.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.61

АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ ПІД ФЛЮСОМ У ВУЗЬКИЙ ЗАЗОР КОМБІНОВАНИХ РОТОРІВ ПОТУЖНИХ ПАРОВИХ ТУРБІН

А.К. Царюк[1], С.І. Моравецький[1], В.Ю. Скульський[1], О.Г. Кантор[2], М.О. Німко[1], А.Р. Гаврик[1]

[1]Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ, Україна

[2]ВАТ «Укренергомашини», Харків, Україна

Прогресивним напрямом у світовому турбобудуванні є проєктування та виготовлення потужних парових турбін зі зварними комбінованими роторами, окремі частини яких працюють у високо- та низькотемпературних режимах. У ВАТ «Турбоатом» спроєктовано зварно-кований комбінований ротор циліндра середнього тиску (ЦСТ) для парової турбіни потужністю 325 МВт. Частину ротора, що працює у високотемпературному режимі, передбачалось виготовляти зі сталі 20Х3МВФА (ЭИ 415), у низькотемпературному — зі сталі 25Х2НМФА.

Мета представленої роботи — розроблення технології автоматичного зварювання під флюсом сталей 25Х2НМФА та 20Х3МВФА для виготовлення комбінованого ротора.

Попередня технологія, орієнтована на виготовлення роторів низького тиску, передбачає зварювання сталі 25Х2НМФА дротом Св-08ХН2ГМЮ (ГОСТ 2246–70) під плавленим флюсом АН-17М (ГОСТ 9087–81). Через дефіцит в Україні дроту, що виробляється в РФ за спеціальним замовленням, а також припинення виробництва плавлених флюсів ВАТ «Турбоатом» прийняло рішення перейти на імпортні зварювальні матеріали. За результатами маркетингових досліджень для виготовлення комбінованого ротору обрано сполучення дріт/флюс Union S 3 NiMoCr (ISO 26304)/UV 420 TT (EN 760) («Böhler Welding», Німеччина).

Для відпрацювання технології виготовлено контрольне стикове з'єднання зі сталей 25Х2НМФА + ЭИ 415 натурних розмірів: зовнішнім діаметром — 940 мм, товщиною — 95 мм. Зварювання проводили у U-подібну розробку кромок завширшки 26 мм із програмним керуванням розкладкою валиків. Для порівняльного оцінювання механічних властивостей одну половину шва зварили дротом Св-08ХН2ГМЮ діаметром 2,0 мм під флюсом АН-17М, іншу — дротом Union S3 NiMoCr діаметром 2,5 мм із флюсом UV 420 TT. Режим зварювання становив: струм 380–400 А, напруга на дузі 36–40 В, швидкість зварювання 19–22 м/год, попередній і супутній підігрів — не вище 350 °С, відпуск після зварювання — 630 °С, 40 год. Проводили випробування різних ділянок з'єднання на статичний розтяг, ударну в'язкість (*KCV*), статичний згин за температур від 20 до 350 °С.

Показано, що за рівнем міцності, пластичності, ударної в'язкості зварні з'єднання загалом відповідають встановленим вимогам.

Відпрацьована технологія зварювання з'єднань сталей 25Х2НМФА + 20Х3МВФА з використанням дроту Union S3 NiMoCr і флюсу UV 420 прийнята для промислового виготовлення комбінованих роторів ЦСТ парових турбіни потужністю 325 МВт.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.62

КЕРОВАНА СПЕЦІАЛЬНА МЕТАЛУРГІЯ: ФУНДАМЕНТАЛЬНІ ОСНОВИ, НОВІ МАТЕРІАЛИ ТА ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ

В.О. Шаповалов

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

Металургія нового покоління потребує переходу від традиційного відтворення технологічних процесів до науково обґрунтованого керування формуванням хімічного складу, фазового стану, структури та властивостей металів і сплавів. Вирішення цього завдання ґрунтується на встановленні фундаментальних закономірностей фізико-хімічних перетворень, тепло- і масоперенесення та взаємодії металу з газовими, плазмовими й шлаковими середовищами під час плавлення, переплаву, рафінування, кристалізації та формоутворення.

Важливим напрямом досліджень є визначення механізмів перенесення речовини й енергії, розвитку лікваційних процесів, формування макро-, мезо- та мікроструктури, а також виникнення структурної неоднорідності й дефектів. Особливого значення набуває дослідження впливу концентрованих джерел енергії — плазмових, електронно-променевих, електрошлакових, індукційних і лазерних — на перебіг металургійних процесів та кінцеві характеристики матеріалів.

Перспективним завданням є розроблення наукових основ цілеспрямованого керування кристалізацією та структуроутворенням великогабаритних зливків, монокристалів, композиційних, градієнтних і функціональних матеріалів. Реалізація цього підходу передбачає встановлення взаємозв’язків між технологічними параметрами, умовами теплообміну, характером кристалізації, розподілом компонентів і формуванням комплексу механічних, теплофізичних, електрофізичних та інших функціональних властивостей.

Важливе місце в системі керованої спеціальної металургії посідає створення нових матеріалів на основі тугоплавких і критичних металів, зокрема вольфраму, молібдену, ніобію та танталу. Розвиток технологій їх отримання й обробки відкриває можливості для формування матеріалів із заданою структурою та властивостями, призначених для використання в енергетиці, оборонно-промисловому комплексі, авіаційно-космічній техніці, ядерній і термоядерній енергетиці, електроніці та лазерній техніці.

Окремим напрямом є дослідження фундаментальних і прикладних засад адитивного формоутворення металевих виробів, зокрема закономірностей пошарового нарощування, локального плавлення, кристалізації та структуроутворення. Поєднання традиційних і новітніх металургійних процесів створює передумови для виготовлення великогабаритних, складнопрофільних і функціонально-градієнтних виробів із можливістю локального керування їхніми характеристиками.

Розвиток керованої спеціальної металургії має також забезпечувати підвищення енергетичної та ресурсної ефективності виробництва, зменшення матеріалоємності й вуглецевого сліду, повторне використання металів і формування замкнених технологічних циклів. Важливою складовою цього процесу є послідовне перетворення результатів фундаментальних досліджень на технологічні рішення, експериментальні зразки, демонстратори та конкурентоспроможну промислову продукцію.

Таким чином, керована спеціальна металургія є комплексним науково-технологічним напрямом, що поєднує дослідження фундаментальних закономірностей високотемпературних процесів, розроблення методів керування кристалізацією та структуроутворенням і створення нових металевих матеріалів та ресурсоефективних технологій. Реалізація цього напряму формує наукове підґрунтя для розвитку високотехнологічних галузей промисловості та підвищення конкурентоспроможності вітчизняних металургійних розробок.

Ключові слова: керована спеціальна металургія, тепло- і масоперенесення, кристалізація, структуроутворення, великогабаритні зливки, монокристали, тугоплавкі метали, концентровані джерела енергії, адитивні технології, ресурсоефективність

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.63

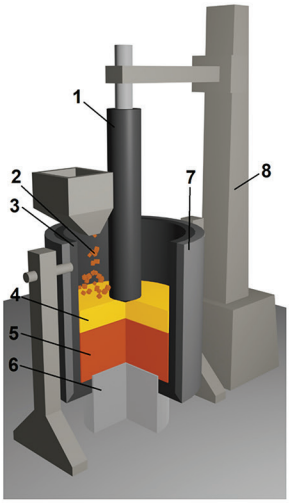
ЕЛЕКТРОШЛАКОВЕ НАПЛАВЛЕННЯ МІДІ НА СТАЛЬ

В.О. Шаповалов, Ф.К. Біктагіров, О.В. Гнатушенко, А.П. Ігнатов, В.В. Барабаш

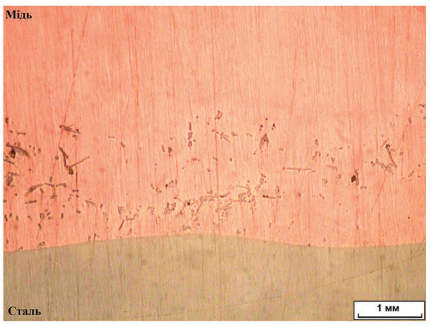
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

Проблема: Отримання якісного та надійного з'єднання сталь-мідь ускладнюється через суттєві відмінності в фізичних та хімічних властивостях цих матеріалів. У такому біметалі однією з основних вимог є обмеження області проникнення заліза в мідь, внаслідок суттєвого, в цьому випадку, зниження її електро- та теплопровідності. Крім того, існує небезпека утворення перитектичних з'єднань заліза з міддю, що призводять до погіршення механічних властивостей металу в місцях їх розташування. Особливу складність становить отримання сталемедних біметалічних виробів великого перерізу, наприклад подових електродів дугових печей постійного струму.

Схема електрошлакового наплавлення міді на сталь:
1 - графітовий електрод,
2 - дискретна присадка,
3 - графітовий тигель,
4 - шлакова ванна,
5 - металева ванна;
6 - сталева заготовка,
7 – теплоізоляція;
8 – колона.

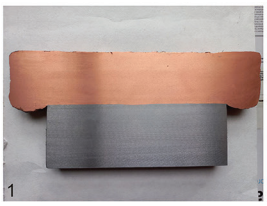


Вирішення: Проведені дослідження та відпрацьована технологія електрошлакової наплавки міді на сталь. Вона складається із трьох етапів. Попередньо поверхня сталевої заготовки рівномірно нагрівається шлаком до температури вище за температуру плавлення міді, але нижче за температуру плавлення сталі. На другому етапі в шлак додається дискретна присадка (стружка, січка), яка плавиться в шлаковій ванні та плакує сталь, утворюючи сталемідне з'єднання. Далі, на вже отримане з'єднання сталь-мідь, продовжується переплав міді в шлаці до отримання мідної частини потрібного розміру. Основними параметрами, які необхідно забезпечити при такій наплавці, є склад шлаку та його температура в період нагрівання та наплавлення, температура попереднього нагріву поверхні сталевої заготовки та швидкість наплавлення.



Зовнішній вигляд з'єднання сталь-мідь.

Дослідження міцності з'єднання сталь-мідь:
1 - поперечний темплет, 2 - дослідні зразки після



Чистова заготовка подового електроду для 12-тонної дугової печі.



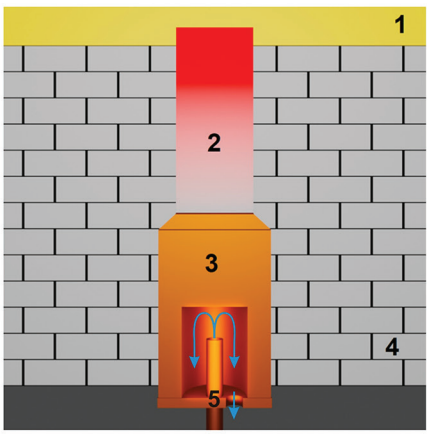


Схема розташування подового електрода в печі ДСП:
1 - металева ванна, 2 - сталева частина електрода, 3 - мідна частина електрода, 4 - футерівка печі,
5 - система водоохолоджування.

Результат: При електрошлаковому наплавленні міді на сталь відбувається чітке розділення двох металів за лінією їх дотику, практично без взаємного перемішування. Під час механічних випробовувань металу зони з'єднання, руйнування зразків на розтягування відбувається у мідній частині. Вміст заліза на відстані більше 30-50 мм від лінії з'єднання відповідає значенням у початковій міді. Крім того, мідь рафінується шлаком від металічних включень та небажаних домішок, що покращує її електро- та теплопровідність. Таке наплавлення особливо перспективне для отримання виробів з великою площею біметалевого з'єднання. За розробленою технологією виготовлені подові електроди з мідною частиною діаметром 320 мм та масою 350 кг. Вони вже успішно експлуатуються на ДСП-12 постійного струму.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.64

ВПЛИВ АКУСТИЧНОГО ПОЛЯ ФАЗОВАНОЇ РЕШІТКИ НА ЕФЕКТИВНІСТЬ МЕТОДУ FMC/TFM

А.Л. Шекеро

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

Розвиток сучасних методів ультразвукового контролю на основі фазованих решіток (ФР) пов'язаний із переходом до цифрового оброблення повного масиву даних (Full Matrix Capture — FMC) та алгоритмів синтезованого фокусування (Total Focusing Method — TFM). Такий підхід забезпечує високу роздільну здатність і деталізацію візуалізації внутрішніх дефектів досліджуваного об'єкта. Однак практична ефективність і достовірність реконструкції акустичного зображення не є однаковими для всього об'єму матеріалу. Як показує фізичний аналіз процесу формування хвильових фронтів, максимальна ефективність методу FMC/TFM локалізована в межах ближньої зони акустичного поля (зони Френеля) використовуваної ФР. Розуміння цих фундаментальних обмежень є критично важливим для коректного проєктування схем прозвучування та інтерпретації результатів контролю.

У ближній зоні відсутність вираженої спрямованої розбіжності ультразвукового (УЗ) пучка та оптимальний перерозподіл енергії завдяки сферичному випромінюванню окремих елементів ФР забезпечують надійне приймання й інтерференцію відбитих сигналів від дефектів різної орієнтації.

Математичний алгоритм TFM працює за принципом затримки та складання сигналів, синтезуючи фокус у кожній точці досліджуваної області контрольованого об'єкта. Така збіжність і перерозподіл хвильових фронтів можливі лише в межах ближньої зони ФР, де зберігається повна інформація про фази та шляхи поширення хвиль.

Перехід УЗ пучка в зону Фраунгофера супроводжується посиленням його розбіжності, падінням звукового тиску та критичним зниженням співвідношення сигнал/шум, що математично й фізично призводить до втрати чутливості алгоритму TFM та спотворення реконструйованого зображення.

Під час розроблення методики контролю методом FMC/TFM необхідно жорстко обмежувати розрахункові фокальні зони глибиною ближнього поля використовуваної ФР, щоб запобігти хибним інтерпретаціям і пропуску дефектів.

Отже, контроль методом FMC/TFM є найефективнішим і фізично обмеженим ближньою зоною акустичного поля використовуваної ФР, де зберігається когерентність хвильових фронтів, що забезпечує просторову точність цифрового фокусування. Натомість, за межами зони Френеля неминуча деградація акустичного сигналу та зниження співвідношення сигнал/шум, що істотно обмежує достовірність виявлення дефектів і оцінювання їхніх параметрів.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.65

ФОРМУВАННЯ ТА КЕРОВАНЕ ПЕРЕТВОРЕННЯ η-ФАЗИ У ТВЕРДИХ СПЛАВАХ WC–Co ПІСЛЯ ДУГОВОГО ПЛАВЛЕННЯ З ВИКОРИСТАННЯМ ВИСОКОКОНЦЕНТРОВАНИХ ДЖЕРЕЛ ЕНЕРГІЇ

В.І. Шеремет[1,2], Ю.І. Богомол[1], І.В. Андреєв[2], Є.О. Педченко[3], Н.Р. Крикливий[4], І.Ю. Троснікова[1], Є.Г. Биба[1]

[1]Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Київ

[2]Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, Київ

[3]Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

[4]Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», Харків

Висококонцентровані джерела енергії є основою дугового та плазмового наплавлення, лазерного нанесення покриттів, зварювання різнорідних матеріалів і сучасних методів адитивного виробництва. Особливий інтерес становить їх використання для виготовлення й відновлення деталей із твердих сплавів систем WC-(метали групи заліза), зокрема для створення зносостійких робочих поверхонь. Проте локальне плавлення таких матеріалів істотно відрізняється від традиційного рідиннофазного спікання. Високі температура та швидкості нагрівання й охолодження суттєво змінюють концентраційні співвідношення (порушуючи стехіометрію WC) та умови взаємодії карбіду вольфраму з металевою зв'язкою, а отже, і фазовий склад сплавів.

Під час перегрівання WC частково розчиняється в розплаві, який збагачується вольфрамом і вуглецем. Це супроводжується втратою вуглецю та випаровуванням кобальту, тому після кристалізації вихідне співвідношення WC і пластичної зв'язки суттєво змінюється. За дефіциту вуглецю, окрім залишкового WC, можуть утворюватися W_2C, металевий W та складні η-карбіди типу M_6C і $M_{12}C$, де M–W і метал зв'язки. У твердих сплавах суцільні або протяжні ділянки η-фази зазвичай вважають небажаними через їхню низьку тріщиностійкість і зменшення частки пластичної металевої зв'язки. Це обмежує застосування високоенергетичних способів формування WC-вмісних шарів і виробів, зокрема лазерного порошкового сплавлення (LPBF), спрямованого енергетичного осадження (DED) та дугового наплавлення.

Водночас η-фаза може розглядатися не лише як кінцевий дефект плавлення, а і як проміжна структура для подальшого відновлення карбіду вольфраму. Її розгалужені колонії та огранені включення потенційно здатні задавати просторову організацію новоутвореного WC під час карбідизації. Метою роботи було дослідити формування таких структур за двох способів дугового плавлення WC–Co та встановити особливості їх перетворення після карбідизуючого відпалу.

За першим способом зразки плавили електричною дугою на установці AMAZEMET rePowder R02, використаній у режимі дугового плавлення без подальшого розпилення. Камеру попередньо вакуумували, після чого подавали аргон. Плавлення за сили струму 240 А виконували на водоохолоджуваному мідному поді. Контакт розплаву з охолоджуваною основою забезпечував інтенсивне відведення тепла та швидку локальну кристалізацію. Така схема відтворює окремі особливості теплового впливу, властивого наплавленню і формуванню покриттів із високою локалізацією енергії.

Другий спосіб реалізували на лабораторній установці УШ-114 Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, призначеній для електрошлакового переплаву. У цьому дослідженні установку експлуатували в режимі дугового плавлення, без шлаку. У середовищі аргону твердосплавний стрижень локально вплавляли у підкладку з вуглецевої сталі. Підкладку розміщували на водоохолоджуваному поді всередині водоохолоджуваного циліндричного кожуха. У такій конфігурації поєднувалися значний локальний підвід енергії, контакт WC-вмісного розплаву зі сталлю та інтенсивне охолодження. Це особливо важливо для аналізу фазоутворення на межі різнорідних матеріалів під час електрометалургійних і зварювальних процесів.

Мікроструктуру та локальний елементний склад досліджували методами сканувальної електронної мікроскопії й енергодисперсійного рентгенівського аналізу. Фазовий склад визначали методом рентгенівської дифракції. Карбідизуючий відпал проводили з використанням графіту за температури 1100 °C. Після плавлення виявлено η-вмісні ділянки зі значними відмінностями в будові. Поряд із відносно компактними огранеными утвореннями спостерігалися протяжні колонії з розгалуженнями, ламелярними та деревоподібними елементами (skeleton-like (Chinese script) та fishbone-like структури).

Після карбідизуючого відпалу інтенсивність дифракційних максимумів η-фази суттєво зменшувалася (майже виродилася), а в ділянках, які до відпалу містили її колонії, формувалася численна популяція пластинчастих зерен WC. Новоутворені зерна WC повторювали контури вихідних розгалужених утворень η-фази, створюючи складні скупчення пластинок.

За результатами кількісного аналізу мікроструктур середня видима товщина пластинок WC, орієнтованих переважно ребром до площини шліфа, становила 122±23 нм; для частини зерен вона наближалася до 200–250 нм.

Рентгеноструктурний аналіз підтвердив зміну переважних орієнтацій WC. До карбідизації нормовані інтенсивності його дифракційних максимумів, що відповідають площинам (001), {100} і {101}, становили приблизно 1:4,13:5,24, тоді як після відпалу — 1:6,20:3,15. Збереження контурів вихідних колоній вказує на морфологічну спадковість.

Практичне значення одержаних результатів полягає у можливості розділити процес створення геометрії виробу або покриття та подальше формування його карбідної структури (кінцевих експлуатаційних властивостей). Це дає підстави розглядати небажане для традиційних твердих сплавів утворення η-фази як потенційно керований етап створення нової карбідної структури після обробки висококонцентрованими джерелами енергії дугового й плазмового наплавлення, лазерного нанесення покриттів, LPBF і DED.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.66

КОНТРОЛЬОВАНЕ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ РОЗГАЛУЖЕНИХ МЕЗОКРИСТАЛІВ WC ПІД ЧАС ІНДУКЦІЙНОГО ЗОННОГО ПЛАВЛЕННЯ СПЛАВУ WC–60Co–0,3VC

В.І. Шеремет[1,2], Ю.І. Богомол[1], І.В. Андреєв[2], С.П. Старик[2,3], І.Ю. Троснікова[1], І.М. Заінчковський[1], Є.Г. Биба[1]

[1]Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Київ

[2]Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України, Київ

[3]Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ

Карбід вольфраму характеризується вираженою анізотропією механічних властивостей. За літературними даними, твердість базисної площини (0001) приблизно в 1,5–2 рази вища, ніж призматичних площин {10–10}; від кристалографічної орієнтації залежить і модуль пружності, а відтак й усі інші механічні властивості. Тому контроль росту зерен WC відкриває можливості створення матеріалів із підвищеною твердістю або опором руйнуванню в заданому напрямку.

В роботі досліджували твердий сплав WC–60 мас.% Co–0,3 мас. % VC евтектичного складу. Карбід ванадію вводили як інгібітор росту WC. Відомо, що ванадій переважно сегрегує на базисних гранях (0001) і гальмує ріст у напрямку [0001], ніж у призматичних напрямах. Це створює передумови для утворення тонких пластинчастих зерен.

Безтигельне зонне плавлення проводили на установці «Кристал-206». Локалізована зона розплаву переміщувалася вздовж твердосплавного стрижня, забезпечуючи його послідовне плавлення й спрямовану кристалізацію.

У структурі після зонного плавлення поряд із η-фазою виявлено протяжні гілкоподібні скупчення пластинчастих зерен WC. На SEM-зображеннях окремі скупчення мають віялоподібну або деревоподібну будову, з основними напрямками росту та численними бічними відгалуженнями. За результатами вимірювання їхня протяжність місцями досягала 250–350 мкм, тоді як видима товщина багатьох тонких відгалужень становила близько 0,5–1 мкм.

Гілкоподібні утворення складаються з окремих огранених монокристалічних пластинок WC, частина яких має близькі напрями росту. Вочевидь, розгалуження виникали внаслідок послідовного вторинного зародження: на бічній грані вже сформованої пластинки утворювався новий кристаліт, який продовжував ріст у кристалографічно сприятливому напрямку.

Значна протяжність гілкоподібних скупчень за малої товщини їхніх складових дає підстави розглядати можливість локального армування кобальтової матриці. Отримані результати показують перспективність зонного плавлення для керування формою та просторовою організацією WC у твердих сплавах із високим вмістом металевої зв’язки.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.67

ПІДВИЩЕННЯ ЯКОСТІ ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ ЛИСТІВ БІМЕТАЛУ, ОТРИМАНИХ ЗВАРЮВАННЯМ ВИБУХОМ, ШЛЯХОМ ВИКОРИСТАННЯ ЗМІННОЇ ВИСОТИ ЗАРЯДУ*

П.С. Шльонський, Фенг Гао

Liaoning Xin Huayang Weiye Equipment Manufacturing company Ltd, Tieling, China

При зварюванні вибухом великогабаритних (довгомірних) біметалічних листів реалізується «масштабний фактор», який призводить до нестабільності структури та властивостей з'єднання по площі зварювання. Основна причина цього — порушення геометрії співударяння пластин. А саме вертикальне переміщення перерізу пластини яка метається. Це викликано підпором ударно-стиснутого газу в зварювальному проміжку перед фронтом детонації під зарядом вибухової речовини (ВР) яка ще не детонувала. Як результат, паралельну схема зварювання трансформується в кутову зі зростаючим початковим кутом.

Через монотонне збільшення по довжині заготовки динамічного кута співударяння γ та швидкості співударяння Vc змінюються параметри хвильового профілю (довжина хвилі λ та амплітуда 2a) і об'єм оплавленого металу, а міцність на відрив і зріз знижується.

Для зниження швидкості співударяння можна укладати заряд ВР так, щоб його висота лінійно зменшувалася по довжині. Оптимальне зниження висоти заряду по довжині пластини яка метається, може становити до 3/4 початкового значення. При цьому висота шару вибухової речовини не повинна бути нижчою за ту, яка забезпечує критичний (мінімально необхідний) кут співударяння, за якого досягається рівноміцність з'єднання. Такий прийом дозволяє підтримувати γ і Vc на постійному рівні, стабілізувати хвильовий профіль і мінімізувати кількість оплавленого металу на межі з'єднання. Для зменшення зони з низькою міцністю на початку з'єднання доцільно зберігати постійну висоту заряду на початковій ділянці (не більше ~10 початкових висот заряду і не більше 1/3 довжини пластини), після чого починати лінійне зниження.

Експериментальну перевірку проведено на листах розміром 500×1300 мм. Основа — сталь Q345R (близький аналог 09Г2С) товщиною 50 мм, плакувальний шар — сталь 316L товщиною 8 мм. Зварювальний проміжок був постійним і становив 12 мм. Як вибухову речовину використовували АНФО зі швидкістю детонації 2200 м·с$^{-1}$. Порівнювали два варіанти профілю заряду: № 1 — постійна висота заряду H = 55 мм по всій довжині; № 2 — змінна висота заряду: перші ~300 мм — H = 55 мм, далі плавне (лінійне) зниження до 40 мм (≈ 3/4 від 55 мм).

Зразки для дослідження мікроструктури та механічних випробувань на зріз і відрив вирізали з різних ділянок заготовок на відстані 25, 250, 550, 850 і 1250 мм від точки ініціювання детонації.

Металографічні дослідження зони з'єднання та механічні випробування показали, що при постійній висоті заряду спостерігається характерна зміна параметрів хвиль і кількості інтерметалідів (оплавленого металу) у міру віддалення від точки ініціювання, яке супроводжується зниженням міцності. При змінній висоті заряду параметри хвильового профілю залишаються стабільними, а кількість оплавленого металу практично не змінюється по довжині заготовки. Міцність на відрив і зріз є більш рівномірною по площі біметалічного листа.

Особливо помітна різниця в мікроструктурі та механічних властивостях проявляється на відстані понад 1000 мм від точки ініціювання. Так, на відстані 1250 мм міцність на відрив і зріз для заготовки з постійною висотою заряду становлять 407 і 487 МПа відповідно, тоді як для заготовки зі змінною висотою заряду — 637 і 559 МПа відповідно.

Довжини хвиль та амплітуди практично однакові на перших трьох ділянках (25, 250 та 550 мм) для обох варіантів профілю заряду і становлять 850–900 мкм та 320–350 мкм відповідно. На ділянці 850 мм від точки ініціювання для профілю № 1 довжина хвиль збільшується до 1100 мкм, причому амплітуда майже не змінюється, тоді як для профілю № 2 довжина хвиль і амплітуда залишаються такими ж, як на перших трьох ділянках. На ділянці 1250 мм від точки ініціювання для профілю № 1 довжина хвиль зростає до 1450 мкм, амплітуда зменшується до 200 мкм і спостерігається значна кількість інтерметалідів. Натомість для профілю № 2 на цій ділянці довжина хвиль дещо зменшується і становить 700–850 мкм, а амплітуда — 240–260 мкм.

Таким чином, проведений експеримент підтверджує, що використання змінної висоти заряду ВР є ефективним і технологічно простим способом підвищення якості та стабільності властивостей великогабаритних корозійностійких біметалічних листів, отриманих зварюванням вибухом.

*Пленарна доповідь.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.68

STUDY OF THE CORRELATION BETWEEN MICROHARDNESS AND FRACTAL DIMENSION IN WELDED JOINT ZONES

O. Shtofel[1,2], V. Holovko[1], S. Markovska[1]

[1]E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv

[2]National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv

A comprehensive analysis of welded joints in low-alloy structural steel grade 09G2S (S355) was carried out using a series of test specimens. The relationship between microhardness and the fractal dimension of the microstructure was investigated in three zones of the welded specimen: the heat-affected zone, the base metal and the weld metal. Statistical analysis revealed no linear relationship between hardness and fractal dimension. It has been demonstrated that a comprehensive comparison of hardness parameters and the fractal index serves as an effective tool for assessing structural and mechanical changes, local anomalies, defects, etc.

Keywords: structure, fractal parameter, microhardness, defects

An analysis of the zones of the welded joint was carried out. Three main zones were examined: the welded joint zone, the heat-affected zone and the base metal, in order to compare the Vickers hardness values and the fractal parameter obtained for each zone. Microhardness reflects the resistance occurring within microvolumes of the material. This parameter allows the properties of individual structural components — grains, phases, dendrites, non-metallic inclusions and zones with varying thermal effects — to be assessed.

Welded joints made of 09G2S steel were examined under a single operating mode: at a direct current of 200±5 A, an arc voltage of 30±2 V, and a specific energy of 21±2 kJ/cm. During welding, different structures form in different zones, as evident both from the micrographs and from the fractal parameter. Fractal analysis is used to assess the complexity of the microstructure, surface roughness, phase distribution and defects, including non-metallic inclusions. Changes in the fractal dimension in each zone reflect the structural evolution of the metal during the welding thermal cycle. A dataset was compiled; for each specimen, microhardness values (Hm) and fractal dimension (D) were obtained in three key zones. Analysis of the profile revealed that a stable level of microhardness is maintained in the base metal (Hm ~ 2.13–2.22 GPa); in the heat-affected zone, extremes in values were observed, ranging from a local drop to a minimum of Hm ~ 1.92 GPa, followed by an increase to peak values; the weld is characterised by a consistently high hardness level of Hm ~ 2.22–2.34 GPa. It is known that hardness depends directly on the microstructure of the material and, specifically, on the microzone where the indenter will apply pressure. After all, the more complex the structure, the more difficult it is for dislocations to move during indenter penetration. Fractal dimension reflects the geometric complexity or "heterogeneity" of the structure, the surface structure, or the distribution of structural elements across a larger area of the specimen. As the material hardens, the deformation observed during characterisation becomes more localised, whilst the surface micro-relief or the distribution of deformations takes on a more complex, fractal character. Given identical initial conditions (material, test conditions), it is possible to analyse the influence of various factors on the samples: Sample 1: exhibits the highest and most stable microhardness values; the fractal dimension remains within acceptable limits at most points, although there is a local decline in the base metal; Specimens 2: are characterised by a balanced distribution of properties with moderate hardness values; the fractal dimension is stable and high in all three zones; Specimens 3: show marked degradation of properties — noticeable softening in the heat-affected zone, where hardness drops to critical values; in the base metal and weld metal, hardness is reduced but only locally; the fractal dimension in the softening zones decreases to a value indicating grain coarsening or the precipitation of excess phases; samples 4: exhibit the greatest anomalies and instability, particularly in the weld metal. A sharp drop in hardness has been recorded at a single point in the weld, accompanied by an abnormally high fractal dimension; this indicates the presence of local defects, disturbances in the crystallisation process or inhomogeneities in the deposited metal.

If we look at the entire dataset as a whole, it becomes clear that there is no direct linear correlation between Hm hardness and fractal dimension D in welded joints. This is because the parameters have different physical natures: hardness indicates resistance to local plastic deformation and, accordingly, depends on dislocation density, lattice type, phase composition and grain size, whilst fractal dimension describes the complexity, roughness or degree of spatial filling of the elements. In the weld, the heat-affected zone and the base metal, several processes occur simultaneously: deformation and softening, strengthening – the formation of finely dispersed structures, and the accumulation of defects or crystallisation inhomogeneities; consequently, high or low hardness may be accompanied by either high or low fractal dimension, depending on the specific micromechanism responsible for this hardness.

Consequently, the correlation coefficient between fractal dimension and microhardness on the Cheddock scale indicates the absence of a direct linear relationship when all zones of the welded joint are considered together. If the zones are considered separately, the correlation coefficient will differ for each: in the heat-affected zone, there is a moderate inverse correlation; in the base metal, there is a weak direct correlation; and in the weld, there is no correlation. The generally low correlation coefficient confirms that the relationship between a mechanical property such as hardness and the fractal geometry of the surface is non-linear and structurally dependent — it is determined by the specific phase state of each individual welding zone, rather than by a single universal law applicable to the entire specimen. However, in this case, fractal dimension acts not as a direct substitute for hardness, but as an indicator of qualitative structural changes — identifying anomalies, defects or zones of critical overheating that produce outliers (extremes) in the data.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.69

ASSESSMENT OF THE BRITTLE-DUCTILE TRANSITION AND METAL STRUCTURAL INHOMOGENEITY VIA FRACTAL ANALYSIS

O. Shtofel[1,2], M. Rabkina[1], T. Chyzhska[2]

[1]E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv

[2]National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv

The work presents a comprehensive analysis of the results of mechanical impact toughness tests for structural steel in the temperature range from –50 to +50 °C, taking into account the orientation of the samples (longitudinal, transverse directions, and 45°). Based on the obtained data, the temperature transition of the material from a brittle to a ductile state is clearly recorded, and a noticeable anisotropy of its mechanical properties is revealed. Using fractal fracture parameters (D_k, D_{kmax}, D_{st}), correlations between microstructural inhomogeneity and the fracture work of the metal were established. The proposed graphical dependencies allow for an effective evaluation of the influence of structural factors and anisotropy on the resistance of steel to impact loads.

Keywords: fractal dimension, microstructure, metallography, analysis, orientation

This paper examines the flange of a column made of 20K steel; the primary and most widely recognised international equivalent under current standardised specifications is P265GH. It is used for pressure vessels and requires periodic inspection of the technical condition of the structure. The paper reveals a number of patterns, namely the relationship between temperature conditions, anisotropy and the fractal parameters of the metal's structure. During the diagnostic process, the susceptibility of the rolled steel to anisotropy was monitored through impact bending tests, as these are the most sensitive tests to structural effects.

During the tests, a sudden decrease in impact toughness *KCV* and total fracture energy E_{total} was recorded upon transition to sub-zero temperatures. At this point, the metal becomes brittle, whereas at standard temperatures above zero, resistance to fracture increases tenfold. Examination of fracture photographs revealed distinct features of the fracture surface topography, which were subsequently investigated using fractal analysis. A significant difference was found between the longitudinal , transverse directions and the 45° angle direction. The fractal dimension parameter of the fracture exhibits a maximum value in the longitudinal direction under brittle conditions. The application of fractal analysis showed that local peak inhomogeneities and the coefficient of inhomogeneity correlate directly with the fracture work of the metal. An increase in structural inhomogeneity in the ductile zone leads to a reduction in the effective resistance of the material. This paper presents a dataset for 20 K steel to construct a serial curve of the steel's cold brittleness: a ductile zone corresponding to high temperatures, where the metal has maximum impact toughness and fracture is entirely ductile; a transition zone characterised by a sharp decrease in impact toughness as the temperature falls, with both ductile and brittle regions present simultaneously in the fracture; and the lower shelf (brittle zone). Corresponds to low temperatures, where impact toughness is at a minimum, and fracture occurs entirely in a brittle manner without noticeable plastic deformation.

Due to its low carbon content, the steel has excellent ductility; however, in accordance with general standards for carbon structural steels, the lower limit of the operating temperature is usually –40 °C. This is precisely why, in tests conducted at –50 °C, noticeable anisotropy of properties is observed across different directions of specimen cutting. To analyse the structural factors, three fractal dimension indices were included in the study: D_k — reflects the overall complexity of the fracture profile (the branching of grain boundaries); D_{kmax} — indicates peak values of tortuosity in specific regions, namely crack nucleations — local crack arrest and branching, large carbides, non-metallic inclusions, etc.; D_{st} — a structural parameter describing changes in the structure. As is well known, there is a direct relationship between fracture geometry and the work of fracture. Consequently, the fractal parameter can be used as an indicator of defectiveness, a marker of the energy consumption of fracture, an indicator of the complexity of the crack path, or a criterion of anisotropy. It has been established that the more complex the path taken by the crack, the larger the area of the fracture surface and the more energy the material expends. For example, in the ductile zone, the surface has a well-developed pitted relief, which requires energy expenditure for the plastic deformation of microvolumes. A value of the fractal parameter approaching an integer indicates the influence of anisotropy. For a crack of ~1.000, this means that, given the chosen cutting direction, the crack propagates more "in a straight line", as the orientation of structural fibres or rolling defects facilitates its progression, reducing the need to bypass obstacles. At high temperatures, when the metal is ductile, spikes in D_{kmax} may indicate structural inhomogeneity, causing the crack to change its trajectory chaotically, but at the same time reducing the overall effective fracture work *KCV*.

In the longitudinal direction: The greatest variation in D_k values is observed. In brittle fracture, the parameter reaches a maximum, indicating a kind of 'pseudo-complexity' of the notch or the presence of faceted notches with highly angular relief. In contrast, during transitions to the standard temperature range, D_k increases.

In the transverse direction: The D_k values are much more stable across the entire temperature range. This indicates that the material's resistance and the nature of microdefect formation in the transverse cross-section are less dependent on the thermal state compared with the longitudinal direction.

At a 45° angle direction: At low and standard room temperatures, the values are close to those in the transverse direction; however, at +50 °C they drop to a minimum, indicating the most linear or smoothed nature of viscous failure in this direction. Maximum fluctuations are in the transverse direction. Such a local surge in D_{st} in the transition zone for the transverse direction signals maximum structural instability or intense switching between failure mechanisms — a mixed ductile-brittle nature of fracture with a high degree of property dispersion across the measurement basis.

Consequently, the data obtained fully describe the anisotropy along the different directions. Whilst mechanical properties such as *KCV* vary most significantly at high temperatures, the fractal parameters D_k and D_{st} demonstrate the greatest sensitivity to structure in the brittle zone and the transition zone.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.70

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ ЛАЗЕРНОГО ЗВАРЮВАННЯ НА РОЗПОДІЛ ХІМІЧНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТОНКОЛИСТОВОЇ КОРОЗІЙНОСТІЙКОЇ СТАЛІ AISI 304

Ю.В. Юрченко[1], О.В. Сіора[1], М.В. Соколовський[1], А.В. Бернацький[1], Н.О. Шамсутдінова[2]

[1]Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, Київ

[2]ТОВ «ПлазмаТек», Вінниця

Лазерне зварювання дедалі ширше застосовують для виготовлення тонкостінних конструкцій із корозійностійких сталей завдяки концентрованому тепловкладенню та вузькій зоні термічного впливу. Проте швидка нерівноважна кристалізація спричиняє мікросегрегацію легувальних елементів, що знижує стійкість зварних з'єднань до пітингової корозії. Тому отримання рівномірного хімічного складу металу шва є однією з головних умов їх надійності. Дослідження виконано на сталі AISI 304 товщиною 1,5 мм. Зварювання здійснювали на трьох режимах з однаковою погонною енергією 60 Дж/мм та величиною розфокусування 0 мм: P = 1,5 кВт, V = 1,5 м/хв; P = 2,5 кВт, V = 2,5 м/хв; P = 3,5 кВт, V = 3,5 м/хв. В усіх з'єднаннях сформувалася дендритна структура з мікросегрегацією Cr і Ni. Дослідження хімічного складу проводили в зонах по осі шва та на лінії сплавлення. За результатами досліджень встановлено, що при потужності 1,5 кВт розподіл елементів по осі шва найрівномірніший, а мікросегрегація класична, де Ni накопичується в об'ємі зерен, Cr — на їхніх границях. У зоні лінії сплавлення вміст Cr локально знижується до 18,37 %, а Ni зростає до 7,61 %. Найбільшу хімічну неоднорідність за висотою шва виявлено при потужності 2,5 кВт, де розкид вмісту Ni між зонами сягає 0,68 %, Cr — 0,81 %; у зоні лінії сплавлення Cr знижується до 18,20 %, Ni зростає до 7,85 %. Можливою причиною є зміна механізму первинної кристалізації, коли при феритній осі дендритів збагачуються на Cr, міждендритні проміжки – на Ni, при аустенітній розподіл протилежний, а за перехідних умов у різних зонах шва можуть співіснувати обидва механізми, що пояснює зміну характеру мікросегрегації залежно від зони дослідження. Другим можливим чинником є відмінність реальних умов кристалізації за однакової номінальної погонної енергії, коли зі зміною потужності змінюються геометрія ванни розплаву, градієнт температур і швидкість кристалізації, а отже, масштаб дендритів і ступінь сегрегації. При потужності 3,5 кВт перемішування розплаву покращується, розкид концентрацій за висотою шва зменшується, склад стабілізується. У зоні лінії сплавлення вміст обох елементів знижується для Cr до 18,44 %, для Ni до 7,49 %. Отже, за постійної погонної енергії підвищення потужності від 1,5 до 3,5 кВт сприяє вирівнюванню хімічного складу металу шва, а максимальний розкид при 2,5 кВт зумовлений зміною механізму первинної кристалізації та умов кристалізації ванни.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.71

MECHANICAL PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE OF INCONEL 718 MULTILAYER DEPOSITED METAL OBTAINED BY TIG AND MICRO-PLASMA POWDER DEPOSITION

O. Yarovytsyn[1], M. Cherviakov[1], H. Zviahintseva[1], I. Volosatov[1], H. Khrushchov[1], V. Pestov[1], Yu. Nikitenko[1], Yu. Oliynyk[1], O. Zavgorodny[2], A. Gumenyuk[3]

[1]E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine

[2]"MULTIFLEX" LLC, Zaporizhzhia, Ukraine

[3]Federal institute of material research and testing (BAM), Berlin, Germany

International experience has demonstrated the suitability of Inconel 718 nickel-based superalloy for additive manufacturing by 3D deposition, classified as direct energy deposition (DED) according to ISO/ASTM 52900. Its applicability also extends to welding arc-based additive manufacturing technologies employing either wire/rod ("wire arc additive manufacturing") or powder (e.g. micro-plasma powder deposition) filler material, allowing the manufacture of 3D components with increased stiffness and wall thickness of 10–20 mm. To analyze the hot cracking resistance of Inconel 718 during multilayer deposition, a comparative study has been conducted on microstructure and short-term mechanical properties (ultimate tensile strength and critical fracture strain ε_{cr} at 20–1100 °C) for 5 variants of "vertical wall"-type depositions and corresponding base metal specimens. The studied deposited metal was manufactured with interpass cooling to 20 °C, in "as-built" structural condition according to ISO/ASTM 52900, the base metal was manufactured using conventional technology. The first 2 "vertical wall"-type workpieces were deposited by tungsten inert gas (TIG) process, electrode negative, with filler wire/rod of ~1.6 mm diameter (I_{RMS} = 80–115 A). The other 3 workpieces — by micro-plasma powder deposition process (I_{RMS} = 25–40 A), employing high-quality ([O] < 0.015 wt.%) filler powder with particle size within the range of 45–63 up to 106–163 μm, obtained by Argon Gas Atomization (2 manufacturers) and Plasma Rotating Electrode Process (1 manufacturer) technologies. Mechanical testing was performed using an MTS 810.50 servo-hydraulic machine using miniature flat proportional specimens with gauge section sizes of 2.5×2.5–3.5 mm. It was established that employing filler wire carries a risk of liquation-type hot cracking associated with the regular formation of Laves phases in the deposited metal of nickel-based superalloy Inconel 718. Concurrently, the use of filler powder carries a risk of hot cracking via "solid state cracking" mechanism, associated with the presence of two temperature ranges with reduced ductility — at 700–850 °C (lowest ε_{cr} value ~3.1–6.5 %) and around 1100 °C (lowest ε_{cr} value ~11.8–15.1 %). The higher-temperature range with reduced ductility for the Inconel 718 deposited metal is primarily related to its sensitivity to initial filler powder's nitrogen content of up to 0.01 wt.%.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.72

ПІДВИЩЕННЯ НАДІЙНОСТІ ЗВАРНИХ РЕЗЕРВУАРІВ ДЛЯ ЗБЕРІГАННЯ НАФТИ ШЛЯХОМ ЗАСТОСУВАННЯ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ КЛАСІВ МІЦНОСТІ S355 ТА S420

А.М. Яшник

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

На сьогоднішній день нормативними документами на проєктування нових та ремонт резервуарів, що знаходяться в експлуатації, передбачається використання низьколегованих сталей згідно з групою Європейських стандартів ДСТУ EN 10025. Листовий прокат низьколегованих сталей забезпечує отримання високої в'язкості зварного з'єднання до температури $T \geq -30$ °С — $KV_{-30} \geq 50$ J, що гарантовано виключає крихке руйнування стінки резервуара. В цьому випадку для попередження лавиноподібних руйнувань потрібна реалізація в реальних умовах експлуатації критерію «витік до руйнування» для циліндричних зварних резервуарів, що можливо в разі наявності для зварного з'єднання ділянки стабільного зростання наскрізної тріщини до критичного розміру.

З цією метою в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України були проведені відповідні дослідження. Досліджувався процес розвитку початкової поверхневої тріщини по лінії сплавлення стикових зварних з'єднань сталей S355J2+N та S420NL товщиною $t = 25$ мм, що імітують вертикальні робочі зварні з'єднання при циклічному навантаженні з максимальним напруженням, яке дорівнює розрахунковому $\sigma_{max} = 2/3R_{eH}$, де R_{eH} — границя плинності сталі.

На основі проведених експериментальних досліджень побудована залежність між довжиною наскрізної тріщини втоми у стикових зварних з›єднаннях досліджуваних сталей та кількістю циклів навантаження резервуара в умовах плоскої деформації на початковій стадії поширення наскрізної тріщини. Встановлено, що після утворення наскрізної тріщини втоми ділянка стабільного росту складає ~ 600 циклів, що достатньо для її гарантованого візуального виявлення та вжиття заходів щодо усунення дефекту.

Отримані результати підтвердили можливість застосування критерію «витік перед руйнуванням» (leak before break) у випадку застосування сталей S355J2+N та S420NL для стінки, що забезпечує безпечну експлуатацію циліндричних зварних резервуарів у відповідності до вимог стандартів на проектування.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.73

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ДЛЯ РОЗРАХУНКУ РЕЖИМІВ ЗОВНІШНЬОГО ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ВПЛИВУ ПРИ ЗВАРЮВАННІ ПІД ВОДОЮ

С.Ю. Максимов, О.О. Прилипко

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

Зварювання відіграє важливу роль у процесі будівництва та ремонту підводних трубопроводів. Одним із основних впливів водного середовища є насичення воднем і киснем зварювальної ванни, що призводить до утворення пор у металі шва і холодних тріщин в зоні термічного впливу. Крім того, при зварюванні під водою створюються нерівноважні умови фазового переходу, що призводить до формування структури з високим ступенем недосконалості.

Перемішування зварювальної ванни в результаті дії зовнішнього електромагнітного поля чинить суттєвий вплив на процес кристалізації, газообмінні реакції і формування структури металу шва. Важливою складовою параметрів зовнішнього електромагнітного впливу (ЗЕВ) є індукційні струми, вимірювати які і аналізувати їх внесок у зварювальний процес без відповідного математичного опису, програмних засобів та імітаційних моделей дуже важко, а частіше — неможливо,

Математичні моделі дозволили врахувати вплив основних чинників, а саме заданий струм і напругу в зварювальному ланцюгу і індукторі, властивості матеріалів і умови протікання процесу, формування структури металу шва і зони термічного впливу Такий аналіз необхідний з метою раціонального вибору таких керуючих (зовнішніх) магнітних полів технологами в області зварювального виробництва з урахуванням можливостей кожного із зазначених магнітних полів, особливостей конструкції, що зварюється або наплавляється.

Дія ЗЕВ продовжується в твердій фазі після завершення кристалізації. Місцева геометрична та енергетична нерівномірність у ґратках навколо точкової недосконалості призводить до того, що за наявності ЗЕВ дефектні місця виходять і починають переміщатися, зменшуючи запас внутрішньої енергії системи. Точкові дефекти можуть взаємодіяти один з одним. Якщо поєднуються вакансія та атом застосування, то відбувається анігіляція обох дефектів, і атом, що був раніше міжвузловим, займає нормальне становище у ґратці.

Розрахунками визначено значення швидкості і прискорення, яких досягає рідкий метал під дією знакозмінного поздовжнього ПДМП та поперекового ПОМП, а також визначено оптимальні значення індукції і частоти ПДМП та ПОМП, що забезпечують ефективне перемішування розплаву у ванні по всій її довжині при електродуговому наплавленні. Розроблений алгоритм дозволяє спростити процес розрахунків для оптимізації процесу і підвищення якості зварного виробу. За допомогою розробленої програми проведені чисельні експерименти із дослідженням поведінки рідкого металу в зварювальній ванні залежно від параметрів ЗЕВ і режимів зварювання.. Проведені дослідження підтвердили ефективність використання ЗЕВ в умовах зварювання під водою для усунення негативного впливу гідростатичного тиску та водного середовища.

DOI: https://doi.org/10.37434/WHCES2026.74

ПРИЛАД ДЛЯ МОДУЛЯЦІЇ ЗВАРЮВАЛЬНОГО СТРУМУ ЧАСТОТОЮ ДО 1 кГц ДЛЯ МІКРОПЛАЗМОВОГО ЗВАРЮВАННЯ

Д.В. Коваленко, О.П. Ткаченко, В.М. Гойденко

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

Мікроплазмове зварювання є пріоритетною технологією при з'єднанні металів та сплавів малих товщин (0,05–1,5 мм). Однак, у деяких випадках, недостатня швидкість зварювання та низька стабільність дуги на малих струмах ускладнюють процес зварювання. Виконання мікроплазмового зварювання в імпульсному режимі є одним із способів активації даного процесу, який дозволяє усунути зазначені вище недоліки для покращення якості зварних з'єднань.

В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України був розроблений спосіб мікроплазмового зварювання на прямій полярності в імпульсному режимі горіння дуги за рахунок комплексного використання широтно-імпульсної модуляції (ШІМ) струму дуги з динамічною корекцією їх амплітудно-часових параметрів: крутизни переднього й заднього фронтів і тривалості паузи між ними.

Для реалізації розробленого способу зварювання був створений лабораторний зразок приладу для модуляції струму зварювального частотою до 1 кГц. Наведено опис, структурну та функціональну схеми пристрою, а також алгоритм його роботи. Наведено методику та результати випробувань пристрою при еквівалетному навантаженні. Функціональні можливості пристрою підтверджені осцилограмами його роботи. Технічні випробування лабораторного макета на еквівалентне навантаження підтвердили принципову можливість істотного збільшення швидкості наростання струму на передньому фронті імпульсів струму дуги до 20 А/мкс при форсованому збільшенні напруги холостого ходу джерела живлення в 3,5 рази на максимальному середньому струмі до 50 А.

Наведено структурну схему розробленої експериментальної установки для мікроплазмового зварювання на базі МПУ-4 з розширеним діапазоном робочих струмів до 50А. Показана можливость щодо активації процесу мікроплазмового зварювання металів малих товщин (0,1–0,8 мм) в імпульсному режимі на прямій полярності в широкому діапазоні тривалостей імпульсів (від 0,25 до 8,5 мс) і частот їх проходження (від 100 до 1000 Гц), які можуть бути реалізовані за рахунок впровадження нового режиму мікроплазмового зварювання на основі застосування ШІМ, що передбачає значне підвищення щільності струму дуги в імпульсах при забезпеченні нульових значень струму дуги в паузах між ними з одержанням крутих фронтів наростання й спаду сили струму дуги. Застосування цього режиму дозволить досягти технологічних переваг при зварюванні металів, які обумовлені можливістю отримання більш вузького шва з регулярною просторовою структурою при проплавленні на всю глибину та малій зоні термічного впливу з меншими деформаціями металу і уникненням негативного впливу на якість з'єднань ефекту «блукання» анодної плями по поверхні металу.