

З А В Т О М А Т И Ч Н Е 1 2024 С В А Р Ю В А Н Н Я

Автоматическая сварка

Видається з 1948 р.

Automatic Welding

Published since 1948

ЗМІСТ

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона – сьогодення та погляд у майбутнє3

ТЕХНОЛОГІЯ ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ТА НАПЛАВЛЕННЯ

Гайворонський О.А., Позняков В.Д., Жданов С.Л., Герасименко А.М., Рябоконт В.Д., Максименко А.О., Jianxin Wang. Вплив технології дугового зварювання на опір зварних з'єднань сталі 06Г2БДП утворенню холодних та гарячих тріщин, втомному і крихкому руйнуванню9

Ткаченко С.В., Самойлова Т.Г., Ткаченко В.А. Аналіз систем стеження, в яких датчиком зворотного зв'язку є скануюча зварювальна дуга (Огляд)15

ЗВАРЮВАННЯ В ТВЕРДІЙ ФАЗІ

Кавуніченко О.В., Зяхор І.В., Шило Ю.А., Левчук А.М., Антипін Є.В., Andrew Fong. Термічні цикли і мікроструктура з'єднань при контактному стиковому зварюванні оплавлених рейок із сталей 110Г13Л і К76Ф через проміжну вставку із сталі 08Х18Н10Т27

МЕТАЛОЗНАВСТВО

Загорніков В.І. Аналіз властивостей та особливостей високоміцних деформованих алюмінієвих сплавів систем Al-Li, Al-Cu-Mn, що застосовуються в аерокосмічній галузі при виготовленні зварних конструкцій (Огляд)33

Головко В.В., Штофель О.В., Красіков І.В. Побудова аналітичної моделі мультифрактальної множини, яка відзеркалює вплив фрактальних параметрів структурних складових на механічні властивості наплавленого металу43

ЗАХИСНІ ПОКРИТТЯ

Вігілянська Н.В., Філоненко Д.В., Ющенко А.О., Сендеровські Ц., Гривель Ж.-К. Газотермічне напилення покриттів, що містять МАХ-фазу Cr₂AlC (Огляд)51

РЕМОНТНІ ТЕХНОЛОГІЇ

Стефанів Б.В. Особливості зношування та розробка технології ремонту бурових доліт60

ОХОРОНА ПРАЦІ

Лук'яненко А.О., Кулешов В.А., Покляцький А.Г. Санітарно-гігієнічна оцінка шуму при механізованому аргондуговому зварюванні неплавким електродом алюмінієвих сплавів67

ІНФОРМАЦІЯ

Борисовій А.Л. – 9072

ІЕЗ ім. Є.О. Патона: 1929–1953 pp.73

CONTENT

The E.O. Paton Electric Welding Institute – the present and a look into the future3

ARC WELDING AND SOLDERING TECHNOLOGY

Haivoronskyi O.A., Poznyakov V.D., Zhdanov S.L., Gerasymenko A.M., Ryabokon V.D., Maksymenko A.O., Jianxin Wang. Influence of arc welding technology on resistance of welded joints of 06G2BDP steel to cold and hot cracks formation, fatigue and brittle fracture9

Tkachenko S.V., Samoilova T.G., Tkachenko V.A. Analysis of tracking systems in which the feedback sensor is a scanning welding arc (Review)15

WELDING IN THE SOLID PHASE

Kavunichenko O.V., Ziakhor I.V., Shylo Yu.A., Levchuk A.M., Antipin Ye.V., Andrew Fong. Thermal cycles and microstructure of the flash butt welded joints of 110G13L and K76F steel rails through 08Xh18N10T steel insert27

METAL SCIENCE

Zagornikov V.I. Analysis of the properties and features of high-strength deformable aluminium alloys of Al-Li, Al-Cu-Mn systems used in the aerospace industry in manufacture of welded structures (Review)33

Holovko V.V., Shtofel O.V., Krasikov I.V. Construction of an analytical model of multifractal set that reflects the influence of structural component fractal parameters on additive metal mechanical properties43

PROTECTIVE COATINGS

Vihilianska N.V., Filonenko D.V., Yushchenko A.O., Sendrowski C., Grivel J.-C. Thermal spraying of coatings, containing Cr₂AlC MAX-phase (Review)51

REPAIR TECHNOLOGIES

Stefaniv B.V. Peculiarities of wear and development of repair technology of drill bits60

OCCUPATIONAL HEALTH

Lukyanenko A.O., Kuleshov V.A., Poklyatskyi A.G. Sanitary and hygienic assessment of noise at nonconsumable electrode mechanized argon-arc welding of aluminum alloys67

INFORMATION

Borisova A.L. – 9072

The E.O. Paton Electric Welding Institute: 1929 – 195373



Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАНУ представляє Україну
в Міжнародному інституті зварювання
та в Європейській зварювальній федерації
The E.O. Paton Electric Welding Institute of the NASU represents Ukraine
in International Institute of Welding
and in European Federation for Welding



Автоматичне зварювання Автоматическая сварка Automatic Welding

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ:
І.В. Кривцун (головний редактор),
В.М. Ліподаєв (штатний заст. гол. ред.)
О.М. Берднікова, В.В. Книш,
В.М. Коржик, Ю.М. Ланкін,
Л.М. Лобанов, С.Ю. Максимов,
О.В. Махненко, М.О. Пашчин,
В.Д. Позняков, І.О. Рябцев;
В.В. Дмитрик, НТУ «ХПІ», Харків;
В.В. Квасницький, Є.П. Чвертко,
НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ;
М.М. Студент, Фізико-механічний інститут
ім. Г.В. Карпенка НАНУ, Львів;
М. Зініград, Аріельський університет, Ізраїль;
У. Райсген, Інститут зварювання та з'єднань,
Аахен, Німеччина;
Виконавчий директор – **О.Т. Зельніченко**, Міжнародна
Асоціація «Зварювання», Київ

Засновники

Національна академія наук України,
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАНУ,
Міжнародна Асоціація «Зварювання» (видавець)

Адреса

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ
03150, Україна, Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11
Тел./факс: (38044) 205-23-90
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/as

Журнал входить до переліку затверджених
Міністерством освіти і науки України видань
для публікації праць здобувачів наукових ступенів за
спеціальностями 131, 132, 151
Наказ МОН України № 409 від 17.03.2020.

Рекомендовано до друку
редакційною колегією журналу

Свідоцтво про державну
реєстрацію KB 4788 від 09.01.2001

ISSN 0005-111X
DOI: <http://dx.doi.org/10.37434/as>

Передплата 2024

Передплатний індекс 70031.
6 випусків на рік (видається раз на два місяці).
Друкована версія: 1800 грн. за річний комплект
з урахуванням доставки рекомендованою банделроллю.
Електронна версія: 1800 грн. за річний комплект
(випуски журналу надсилаються електронною поштою
у форматі .pdf або для IP-адреси комп'ютера
передплатника надається доступ до архіву журналу).
Передплата можлива на попередні випуски за будь-який рік.
Статті з журналу «Автоматичне зварювання» вибірково
перевідаються англійською мовою в журналі
«The Paton Welding Journal»:
www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

За зміст рекламних матеріалів
видавець відповідальності не несе.

EDITORIAL BOARD

Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU:
I.V. Krivtsun (Editor-in-Chief),
V.M. Lipodaev (Staff Deputy Editor-in-Chief)
O.M. Berdnikova, V.V. Knysh,
V.M. Korzhyk, Yu.M. Lankin,
L.M. Lobanov, S.Yu. Maksimov,
O.V. Makhnenko, M.O. Pashchin,
V.D. Poznyakov, I.O. Ryabtsev;
V.V. Dmitrik, NTU «Kharkiv Polytechnic Institute», Kharkiv;
V.V. Kvasnytskyi, E.P. Chvertko, NTUU «Igor Sykorsky
Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv;
M.M. Student, Karpenko Physico-Mechanical Institute
of NASU, Lviv;
M. Zinigrad, Ariel University, Israel;
U. Reisgen, Welding and Joining Institute, Aachen, Germany;
Executive Director – **O.T. Zelnichenko**,
International Association «Welding», Kyiv, Ukraine

Founders

National Academy of Sciences of Ukraine,
E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU,
International Association «Welding» (Publisher)

Address

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU
03150, Ukraine, Kyiv-150, 11 Kazymyr Malevych Str.
Tel./fax: (38044) 205-23-90
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/as

The Journal is included in the list of publications approved
by the Ministry of Education and Science of Ukraine
for the publication of works of applicants for academic degrees
in specialties 131, 132, 151.

Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020.

Recommended for printing Editorial Board of the Journal

Certificate of state registration
of KV 4788 dated 09.01.2001
ISSN 0005-111X
DOI: <http://dx.doi.org/10.37434/as>

Subscription 2024

Subscription index 70031.
6 issues per year, back issues available.
\$192, subscriptions for the printed (hard copy) version,
air postage and packaging included.
\$156, subscriptions for the electronic version
(sending issues of Journal in pdf format
or providing access to IP addresses).
Subscription is possible for previous issues for any year.
Articles from «Avtomatychnе Zvaryuvannya» (Automatic Welding)
journal is republished selectively in English in
«The Paton Welding Journal»:
www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj
Publisher is not responsible
for the content of the promotional material.

ІНСТИТУТ ЕЛЕКТРОЗВАРЮВАННЯ ім. Є.О. ПАТОНА – СЬОГОДЕННЯ ТА ПОГЛЯД У МАЙБУТНЄ



У січні цього року відзначалась 90-та річниця заснування Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України.

Самовіддана праця багатьох поколінь патонівців, які вкладали в улюблену справу свої знання, енергію та досвід, стали запорукою того, що сьогодні Інститут електрозварювання імені Євгена Оскаровича Патона Національної академії наук України – це потужний науково-технічний комплекс, у структуру якого входять науково-дослідний Інститут, дослідне конструкторсько-технологічне бюро, дослідний завод, низка науково-інженерних, учбовий та атестаційний центри.

Основна тематика робіт Інституту електрозварювання – це дослідження зварювальних і споріднених процесів, розроблення відповідних технологій та створення обладнання для їх практичної реалізації.

Сьогодні сфера досліджень та розробок нашого Інституту охоплює майже всі існуючі способи зварювання: від добре відомих та широко використовуваних способів дугового та контактнo-стикoвого зварювання до високотехнологічних процесів зварювання із застосуванням електронного променя та лазерного випромінювання; від зварювання та різання під водою до зварювання в космосі; від зварювання та обробки металів вибухом до зварювання живих тканин у медицині. Але працівники Інституту не зупиняються і постійно розширюють сфери своєї діяльності.

Сьогодні сфера досліджень та розробок нашого Інституту охоплює майже всі існуючі способи зварювання: від добре відомих та широко використовуваних способів дугового та контактнo-стикoвого зварювання до високотехнологічних процесів зварювання із застосуванням електронного променя та лазерного випромінювання; від зварювання та різання під водою до зварювання в космосі; від зварювання та обробки металів вибухом до зварювання живих тканин у медицині. Але працівники Інституту не зупиняються і постійно розширюють сфери своєї діяльності.

На початок цього року Інститут налічує 996 працівників, у т.ч. 522 наукових співробітників, серед них 227 кандидатів і докторів наук.

ІЕЗ успішно співпрацює з науково-дослідними інститутами НАН України, які входять до складу різних відділень – фізико-технічних проблем матеріалознавства, механіки, фізики та астрономії, ядерної фізики і енергетики, хімії, а також з багатьма установами Національної академії медичних наук України. Маємо тісні контакти з закладами вищої освіти України, які готують спеціалістів в галузі зварювання і споріднених технологій.

Інститут електрозварювання має плідну співпрацю з великими промисловими підприємствами України, зокрема, ДП «Антонов», ДП «Конструкторське бюро «Південне» ім. М.К. Янгеля», ДП «Запорізьке машинобудівне конструкторське бюро «Прогрес» імені академіка О.Г. Івченка», ДП «НАЕК «Енергоатом», АТ «Укрзалізниця» тощо. Нашими партнерами є гіганти світового виробництва – Boeing, Airbus, Holland (USA), Plasser&Theurer (Austria), ProgressRailService (USA) та інші. Підтримуються широкі міжнародні зв'язки з провідними науковими центрами матеріалознавства і зварювання в США, Європі та Азії, довготривалі стосунки з низкою іноземних установ, які з року в рік зміцнюються через укладання та переукладання угод про виконання спільних проектів. Серед партнерів – Інститут зварювання та з'єднань Університету м. Аахен (Німеччина), Французький національний центр наукових досліджень (CNRS), Центр полімерних та вуглецевих матеріалів Польської академії наук, м. Забже (Польща), і багато інших. Деякі науковці є дійсними членами AWS (Американського зварювального товариства), виступають експертами Міжнародного інституту зварювання, входять до складу програмного комітету Програми ЄС «Горизонт Європа».

В останні роки в рамках програм Європейського Союзу реалізована низка спільних дослідницьких проектів, у т.ч. проекти з питань нарощування наукового потенціалу, проекти наукової мобільності в межах програми «Дії імені Марії Складовської-Кюрі». Окрім того, Інститут активно співпрацює з іноземними партнерами в рамках різноманітних білатеральних програм.

Особливо важлива співпраця з Міжнародним інститутом та Європейською федерацією зварювання, в яких Інститут є повноправним членом. Ці організації є провідними щодо розробки міжнародних стандартів в галузі зварювання. Науковці мають можливість брати безпосередню участь в розробленні стандартів та інших документів через роботу в комітетах, підкомітетах, робочих групах МІЗ та ЄФЗ. Це сприяє вирішенню таких основних завдань, як узгодження технічної політики України з технічною політикою, яку проводять закордонні партнери, використання міжнародних стандартів для поліпшення якості та конкурентоспроможності продукції України.

МІЗ проводить свої щорічні асамблеї, в яких Інститут представляє офіційна особа з певними повноваженнями, а також проводить міжнародні науково-технічні конференції. Науковці Інституту є постійними учасниками таких конференцій. Так, у Міжнародній конференції минулого року, що проходила в Сінгапурі, 16 наших науковців представили 17 доповідей, більша частина з яких була рекомендована для публікації в престижних наукових виданнях.

Протягом усієї своєї історії Інститут електрозварювання є яскравим прикладом комплексного підходу до розвитку науки і технологій, який було започатковано Євгеном Оскаровичем та розвинуто Борисом Євгеновичем Патоном. Суть такого підходу полягає в тому, що наш Інститут не обмежується проведенням лише фундаментальних досліджень, а націлений на комплексне вирішення реальних проблем економіки держави: від поглибленого теоретичного пошуку та експериментальних досліджень до впровадження отриманих науково-технічних результатів і розробок у промислове виробництво. І сьогодні наші розробки знайшли практичне застосування майже в усіх галузях економіки та в багатьох сферах повсякденного життя.

Прикладом таких розробок можна назвати технологію та мобільне устаткування для автоматичного контактнo-стикoвого зварювання оплавленням (КСЗО) залізничних рейок у заводських та польових умовах при будівництві та ремонті залізничних колій.

За останні роки було експортовано більше 95 мобільних рейкозварювальних машин для зварювання високоміцних рейок, зокрема, із натягом, на суму понад 32 млн. дол. США. Ці машини були виготовлені за ліцензійною угодою на Каховському заводі електрозварювального обладнання за документацією, розробленою в Інституті.

Результати новітніх досліджень удосконаленої технології КСЗ пульсуючим оплавленням заплановані до впровадження при будівництві та ремонті залізничних колій «Укрзалізниці», що вкрай важливо для вирішення проблем повоєнного відновлення України.

Традиційним напрямом робіт Інституту є розробка технологій зварювання труб – від металевих труб великого діаметру, які використовуються при будівництві магістральних трубопроводів, до неметалевих, зокрема полімерних. Так, інноваційну технологію та обладнання для зварювання поліетиленових труб зовнішнім діаметром до 250 мм при будівництві трубопроводів для водо-

та газопостачання впроваджено на ТОВ «Євро-трубпаст» (м. Київ).

В цілому напрями теоретичних й експериментальних досліджень у галузі полімерного матеріалознавства (створення, дослідження і застосування біополімерів, композиційних матеріалів та наноматеріалів на їхній основі) розвиваються в Інституті дуже інтенсивно.

На особливу увагу заслуговують нові перспективні напрями досліджень з 3D друку виробів з антибактеріальною та противірусною активністю, полімерних матеріалів і виробів з них зі здатністю до самозаліковування та створення технологій їх хімічного зварювання, впливу за допомогою різноманітних фізичних полів на структуру і властивості полімерних матеріалів та їх зварних з'єднань.

Новітня технологія зварювання закладним елементом високотехнологічних полімерних композитів та листових виробів з них успішно пройшла випробування та використовується в авіакосмічній галузі на ДП «Антонов» та ДП «КБ «Південне ім. М.К. Янгеля».

Спільно з промисловими компаніями та інститутами НАН України проводяться роботи з дослідження впливу водню та його газових сумішей на поліетиленові труби з метою визначення можливості його транспортування по трубопроводах газотранспортних мереж України та Європи.

Ще одним традиційно важливим напрямом досліджень і розробок нашого Інституту є променеві, а саме електро-променеві та лазерні технології. В Інституті розроблено і успішно використовується високопродуктивне обладнання для електронно-променевого зварювання деталей газотурбінних двигунів великої потужності. Наприклад, для підприємства АТ «Мотор - Січ» розроблена технологія електронно-променевого зварювання корпусу камери середнього тиску газової турбіни, виготовленої з титанового сплаву.

Щодо лазерного зварювання, зокрема, у галузі вагонобудування, науковці Інституту розробили установку для ручного напівавтоматичного лазерного зварювання. Вона необхідна для зварювання конструктивних елементів у важкодоступних місцях, де неможливо використовувати автоматичне зварювання або роботизовані комплекси. Цей інструмент успішно використовується на світових вагонобудівних заводах.

Інститут виконує також розробку та виготовлення автоматизованих комплексів для лазерного, плазмового і гібридного зварювання, різання, наплавлення та інших технологічних процесів. Оригінальні багатокординатні маніпулятори, розроблені

в ІЕЗ, оснащені високоякісними комплектуючими, завдяки чому мають високі показники точності, надійності та дозволяють вирішувати різноманітні прикладні задачі. Створені комплекси знайшли своє успішне застосування у приладобудівній, хімічній, енергетичній та інших галузях промисловості.

Інститут успішно продовжує розвиток космічних технологій зварювання. Для реалізації технології 3D-друку в умовах космосу створено принципово нову конструкцію електронно-променевої гармати для роботи в автоматичному та довготривалому режимі з суттєво покращеними технічними характеристиками. За допомогою розробленого обладнання планується створювати 3D-вироби з алюмінієвих, титанових та інтерметалідних сплавів, які застосовуються в сучасному космічному апаратобудуванні. Комплекс нового покоління електронно-променевого обладнання для зварювання у відкритому космосі був успішно продемонстрований на 30-й Міжнародній виставці оборонної промисловості MSPO-2022 у м. Кельце (Польща).

Продовжує удосконалюватися технологічний процес плазмово-індукційного вирощування монокристалічних тіл обертання з тугоплавких металів. Уперше в світі вирощено експериментальні монокристалічні тиглі з вольфраму. Зокрема, отримано тиглі і зливки діаметром 85 мм з дезорієнтацією субблоків, що не перевищує 5 кутових градусів.

Розроблено обладнання, технологія та матеріали для одношарового антикорозійного електрошлакового наплавлення стрічками. Отримані результати використовуються при виборі матеріалів і технологій антикорозійного наплавлення деталей енергетичного та хімічного обладнання. Також створено технології і матеріали для дугового наплавлення сталевих валків гарячої прокатки різних станів, за допомогою яких можна отримувати на будь-якій складній поверхні наплавлений шар необхідної товщини з мінімальними допусками на механічну обробку.

Із початком широкомасштабного російського військового вторгнення переглянуті та актуалізовані основні напрями наукової діяльності Інституту. І тут у нас є два головні пріоритети. Перший, безумовно, це дослідження і розробки, пов'язані з підвищенням обороноздатності нашої країни.

Розроблені нашими спеціалістами технології зварювання типових з'єднань броньованих сталей високої твердості вітчизняного та закордонного виробництва дозволяють відмовитися від термічного оброблення корпусів легкоброньованої техніки та за рахунок цього суттєво скоротити час на її виготовлення і знизити собівартість виробу.

Розроблено та впроваджено ремонтно-зварювальні технології для відновлення цілісності корпусів БТР та БМП, які зазнали бойових і експлуатаційних пошкоджень. За рахунок наплавлення останніх шарів шва спеціальними зварювальними матеріалами кулеустійкість зварних з'єднань підвищується до рівня кулеустійкості броньових сталей.

Коротко відмітимо ще декілька прикладів наших новітніх розробок для потреб безпеки і оборони.

Технологія відновлення та зміцнення поверхні штоків віддачі артилерійських установок шляхом нанесення шару захисного покриття електродувим напиленням. Технологія відновлення та зміцнення поверхні штоків гідравлічної системи основних стояків шасі літака шляхом нанесення газотермічного покриття. Технологія відновлення та зміцнення поверхні деталей бронетанкової техніки нанесенням газотермічних покриттів.

На кількох українських підприємствах, зокрема, ДП «Івченко-Прогрес», АТ «Мотор Січ» практично впроваджена технологія відновлення за допомогою мікроплазмового порошкового наплавлення деталей авіаційних газотурбінних двигунів з важкозварюваних нікелевих жароміцних сплавів. На вітчизняних авіаремонтних підприємствах застосовується технологія продовження тривалості експлуатації робочих лопаток авіаційних газотурбінних двигунів у 3-4 рази.

З використанням зварювання вибухом запропонована технологія створення високоміцних багатшарових композиційних матеріалів для застосування в якості броні.

Розроблена також технологія виготовлення біметалевої броні для захисту машин спеціального призначення.

За розробленою в Інституті спеціальною технологією дугового напівавтоматичного наплавлення відновлено партію зношених траків та пальців, які були випробувані в польових умовах та показали стійкість на рівні нових деталей.

Розроблені в Інституті лазерні технології сьогодні успішно використовуються і для зварювання та наплавлення малогабаритних соплових блоків рідинних ракетних двигунів, зразки яких пройшли успішну перевірку, згідно спеціалізованій програмі випробувань, розроблених у «КБ «Південне».

Створена технологія електронно-променевого плавлення титанових сплавів забезпечує отримання з вітчизняної сировини високоякісних зливок як традиційних промислових титанових сплавів, так і новітніх високоміцних титанових сплавів для авіаційної і ракетної галузей. Для практичної

реалізації розроблених технологій на ДП «Науково-виробничий центр «Титан» Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона» організовано промислове виробництво зливків титанових сплавів у складі п'яти електронно-променевих установок власної конструкції. Продукція підприємства у вигляді зливків титанових сплавів масою до 15 т постачаються як вітчизняним заводам (АТ «Мотор Січ» та інші), так і за кордон. У кооперації з підприємствами-партнерами (ДП «Південний машинобудівний завод», «УкрНДІспецсталь», ТОВ «Дніпропрес Сталь» та ін.), зі зливків титанових сплавів, отриманих методом електронно-променевого плавлення, організовано виробництво поковок, прутків та труб, якість яких повністю відповідає вимогам стандартів, що дозволило на теперішній час повністю забезпечити потреби підприємств оборонного комплексу України в напівфабрикатах з високоміцних титанових сплавів.

Для медичної галузі спеціалістами розроблене також нове покоління медичного обладнання, що поєднує зварювання живих тканин з використанням ВЧ струму та одночасного гемостазу і дезінфекції ран конвекційно-інфрачервоним опроміненням.

Другий пріоритетний нині напрям досліджень спрямований на повоєнну відбудову України та майбутню структурну модернізацію вітчизняної економіки на найвищому технологічному рівні. Тут дослідження і розробки спрямовуються на перспективний розвиток вітчизняної промисловості, створення нових високотехнологічних галузей. Серед них: інформаційні технології в зварюванні та споріднених процесах, 3D-технології, нові матеріали, технології та вироби медичного призначення, технології ремонту та відновлення інфраструктурних і промислових об'єктів тощо.

Затребуваною виявилася технологія технічної діагностики великогабаритних конструкцій (як-то телевізійні та електричні вежі, мости) з використанням безпілотного літального апарату для аерофотозйомки та побудови тривимірної моделі конструкції методом фотограмметрії. Вона дала змогу провести дистанційне обстеження руйнувань Київської телевежі після ракетного удару 1 березня 2022 р. і отримати дані про дефекти, візуалізувати пошкодження опорних елементів конструкції.

Науковці Інституту реалізували технологію одержання бездефектних і хімічно однорідних зливків перспективного титанового сплаву медичного призначення Ti-6Al-7Nb методом електронно-променевої плавки. Зливки мають дрібнозернисту структуру без жодних проявів зональної ліквідації. Така структура забезпечує якнайкраще поєднання механічних

характеристик сплаву – високу міцність і пластичність, що задовольняють вимоги міжнародних стандартів для титанових сплавів медичного призначення і, саме головне, повністю відповідають комплексу механічних характеристик людських кісток.

За останні роки в Інституті створено цілу низку найсучаснішого обладнання для практичної реалізації технологій електронно-променевого, лазерного та плазово-дугового 3D-друку металевих виробів для потреб аерокосмічної галузі, медицини, військово-оборонного комплексу та інших галузей промисловості. Наприклад, оперативний 3D-друк деталей складної військової техніки дозволяє швидко здійснювати її ремонт у польових умовах.

Не дивлячись на складні умови сьогодення велика увага приділяється покращенню дослідної інфраструктури Інституту, зокрема, створенню спільних лабораторій.

Одна з них Міжнародна польсько-українська науково-дослідна лабораторія (ADPOLCOM). Її створенню передувало багаторічне плідне співробітництво між Інститутом та Центром Полімерних та Вуглецевих Матеріалів Польської академії наук (м. Забже) на основі міжнародних договорів між двома академіями наук та білатеральних проєктів.

Наукова та науково-технічна діяльність лабораторії зосереджена на фундаментальних та прикладних дослідженнях в сфері створення, комплексного вивчення та з'єднання різноманітних полімерних матеріалів, біоматеріалів, композитів та нанокомпозитів для багатьох галузей людської життєдіяльності – від побутового використання, наприклад, екологічного біодеградабельного пакування, зокрема, харчових продуктів, до матеріалів і виробів медичного призначення, наприклад, полімерних імплантів тощо.

Нині в Інституті підготовлено майданчик для встановлення обладнання для нової дослідно-технологічної дільниці по проведенню науково-дослідних робіт та тестування передових розробок в галузі зварювальних і споріднених технологій. Розроблено технічний проєкт даної дільниці, узгоджено перелік і технічні вимоги до дослідно-технологічного обладнання, яке буде використовуватись на цьому майданчику.

Із самого початку повномасштабної агресії рф співробітники Інституту активно долучились до волонтерської та благодійної діяльності. Організували збір та передачу грошей і необхідних речей (води, медзасобів, засобів гігієни тощо) для потреб Територіальної оборони Києва та Збройних сил України.

Науковці Інституту виготовляють та передають на фронт власну розробку – медичні імобіліза-

ційні пневматичні шини для тимчасової фіксації травмованих частин тіла людини та її транспортування з мінімальною травматичністю. Також Інститут передає військовим зварювальні матеріали для проведення зварювання металоконструкцій у зоні бойових дій, а у медзаклади – апарати для зварювання живих тканин ПАТОНМЕД та інструменти для операції.

Більше 20 молодих науковців інституту організували у вільний від роботи час виробництво теплових печей (буржуйок) для військовослужбовців, які зараз воюють на сході та півдні України. До збору коштів на матеріали для цих печей, а це на сьогодні більше 300 тис. грн., активно долучились співробітники, волонтери та просто небайдужі українці.

На волонтерських засадах виконується ціла низка науково-дослідних та дослідно-конструкторських робіт для потреб ЗСУ. Нажаль, не про всі роботи, які Інститут виконував та виконує на потреби ЗСУ, можна зараз говорити відкрито. Але вони постійно проводяться, і одним з важливих напрямів цих робіт є експертна діяльність. Наприклад, у минулому році науковці ІЕЗ виконали 11 робіт, пов'язаних з експертизою для військових інститутів та підприємств оборонного комплексу.

Відмічаючи внесок співробітників ІЕЗ у перемогу, неможна оминати увагою 19 колег, які з перших днів війни добровільно вступили до лав ЗСУ та ТРО, і наразі перебувають на військовій службі. Один з них був поранений, і в Інституті був організований збір коштів на його лікування. Один наш молодий колега був нагороджений сталевим хрестом.

Цими днями на адресу колективу нашого Інституту надійшло багато теплих привітань з нагоди ювілею. Зокрема, це привітання від Офісу Президента України, Міністерства освіти і науки України, Президії Національної академії наук України, АТ «Українська оборонна промисловість», Болгарського Союзу Зварювання, Фізико технологічного інституту металів і сплавів НАН України, Інституту фізичної хімії ім. Л.В. Писаржевського НАН України, Інституту чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, Інституту мікробіології і вірусології ім. Д.К. Заболотного НАН України, Фізико-механічного інституту ім. Г.В. Карпенка НАН України, Інституту імпульсних процесів і технологій НАН України, Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут», Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут», Національного університету «Чернігівська політехніка», Інституту термоелектрики НАН України, Кременчуцького національного університету ім. Михайла Остроградського, Українського трубного заводу.

На урочистих зборах колективу з нагоди ювілею нас привітали президент Національної академії наук України академік Анатолій Загородній, голова Західного наукового центру НАН України та МОН України, директор Фізико-механічного інституту ім. Г.В. Карпенка академік Зіновій Назарчук, голова Північно-Східного наукового центру НАН України і МОН України, генеральний директор НТК «Інститут монокристалів» академік Володимир Семиноженко, в.о. директора Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францєви-



Під час урочистих зборів, ІЕЗ ім. Є.О. Патона, 18 січня 2024 р.



Поздоровлення від Центрального науково-дослідного Інституту озброєння та військової техніки Збройних Сил України



Поздоровлення від НТК «Інститут монокристалів»



Поздоровлення від НТУУ «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського»

ча член-кореспондент Геннадій Баглюк, перший заступник директора Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича академік Сергій Фірстов, директор Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля академік Володимир Туркевич, заступник директора Фізико-технологічного Інституту металів та сплавів доктор технічних наук Микола Тарасевич, голова Наукового комітету Національної ради України з питань науки та технологій Олександра Антонюк, начальник Центрального науково-дослідного Інституту озброє-



Поздоровлення від Наукового комітету Національної ради України з питань науки та технологій



Вручення відзнаки за професійні здобутки президентом НАН України академіком Анатолієм Загороднім вченому секретарю ІЕЗ Іллі Ключкову

ня та військової техніки Збройних Сил України генерал-майор Ігор Чепков, ректор Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського» академік Михайло Згуровський, ректор Національного університету «Чернігівська політехніка» доктор технічних наук Олег Новомлинець.

Співробітники Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона заслуговують на повагу суспільства за вірність патонівським традиціям, героїчну працю, яка допомагає зміцнювати обороноздатність України і наближає Перемогу. Патонівці внесуть значний вклад в справу повоєнного відродження та подальшого інноваційного розвитку рідної держави.

Ігор Кривцун, академік НАН України,
директор ІЕЗ ім. Є.О. Патона

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЇ ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ НА ОПІР ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СТАЛІ 06Г2БДП УТВОРЕННЮ ХОЛОДНИХ ТА ГАРЯЧИХ ТРІЩИН, ВТОМНОМУ І КРИХКОМУ РУЙНУВАННЮ

О.А. Гайворонський¹, В.Д. Позняков¹, С.Л. Жданов¹, А.М. Герасименко¹, В.Д. Рябоконь¹, А.О. Максименко¹,
Jianxin Wang²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: paton39@ukr.net

²Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang, Jiangsu, China Науково-технічний університет провінції Цзянсу, КНР No. 666, Changhui Road, Dantu District, Zhenjiang, Jiangsu, China

В роботі вивчено вплив технологічних процесів дугового зварювання на опір зварних з'єднань економнолегованої атмосферостійкої сталі 06Г2БДП утворенню холодних та гарячих тріщин і крихкому та втомному руйнуванню. За допомогою методу Імплант та з використанням технологічної проби Теккен оцінено умови утворення холодних тріщин та рекомендовано методи їх усунення. Показано, що з використанням механізованого зварювання в захисних газах драти суцільного перерізу та порошковий забезпечують в широкому діапазоні режимів зварювання високу технологічну міцність зварних з'єднань з точки зору утворення гарячих тріщин. Натомість при використанні покритих електродів такий діапазон звужується і при $V_{\text{леф}} \geq 20$ мм/хв з'єднання схильні до утворення цього дефекту. Результати досліджень з оцінки опору зварних з'єднань крихкому руйнуванню свідчать про високі значення коефіцієнту інтенсивності напружень K_o як для металу шва, так і для металу ЗТВ. Визначено границю витривалості таврових з'єднань при випробуванні циклічним навантаженням, яка становить $[\sigma]_1 = 35$ МПа. Бібліогр. 15, табл. 1, рис. 5.

Ключові слова: атмосферостійка сталь, зварні з'єднання, холодні тріщини, гарячі тріщини, крихке руйнування, циклічне навантаження, втомне руйнування

Вступ. Публікації останніх років свідчать про підвищення масштабів застосування атмосферостійких економнолегованих сталей в металоконструкціях мостів та в інших будівельних конструкціях [1–3]. Такі тенденції характерні для розвинутих країн, таких як США, Японія, Італія, Великобританія [4–7]. З огляду на зацікавленість вітчизняних мостобудівників в застосуванні для прогонових будов мостів атмосферостійкого прокату в Україні запропонована економнолегована атмосферостійка сталь 06Г2БДП з підвищеним до 0,05 % вмістом фосфору [3]. Проведені дослідження впливу термічних циклів зварювання на зміну структури і механічних властивостей металу ЗТВ зварних з'єднань зазначеної сталі дозволили встановити діапазон оптимальних швидкостей охолодження, при якому підвищується статична міцність та ударна в'язкість за рахунок формування бейнітно-мартенситної структури в цій ділянці з'єднання [3, 8]. В роботі [9] на основі проведених досліджень впливу способів дугового механізованого в захисних газах та автоматичного зварювання під шаром флюсу на механічні властивості і структуру зварних з'єднань сталі 06Г2БДП класів міцності С390 та С500 запропоновані зварювальні матеріали, які забезпечують необхідний комплекс механічних властивостей металу швів на рівні ос-

новного металу зазначених вище класів міцності. В той же час відомо, що підвищений вміст в сталі фосфору може погіршувати її здатність до зварювання.

Головні труднощі при зварюванні низьковуглецевих сталей пов'язані з необхідністю запобігання можливості утворення в металі зони термічного впливу і металі шва холодних тріщин, а також структур, що різко знижують опір зварних з'єднань крихкому та втомному руйнуванню. На виникнення холодних тріщин визначальний вплив мають гартівні структури в металі ЗТВ і шва, водень у цих ділянках зварного з'єднання та напруження І роду, викликані процесом зварювання і жорсткістю закріплення з'єднань [10–14].

До найбільш розповсюджених дефектів в зварних з'єднаннях крім холодних тріщин відноситься міжкристалічне руйнування – утворення гарячих тріщин. Гарячі тріщини є одним з видів високо-температурного руйнування. Вони можуть виникати при несприятливому поєднанні чинників, пов'язаних з пониженням деформаційної здатності металу внаслідок появи в структурі легкоплавких евтектик, дефектів кристалічної будови, виділення крихких фаз, а також під дією зовнішніх і внутрішніх напружень. Гарячі, або кристалізаційні, тріщини являють собою мікро – і макроско-

Гайворонський О.А. – <https://orcid.org/0000-0002-5922-5541>, Позняков В.Д. – <https://orcid.org/0000-0001-8581-3526>, Жданов С.Л. – <https://orcid.org/0000-0003-3570-895X>
© О.А. Гайворонський, В.Д. Позняков, С.Л. Жданов, А.М. Герасименко, В.Д. Рябоконь, А.О. Максименко, Jianxin Wang, 2024

підні несучильності, які зароджуються в інтервалі кристалізації металу. Температура, при якій вони утворюються, залежить від хімічного складу металу шва. При зварюванні вуглецевих сталей гарячі тріщини утворюються, як правило, в інтервалі температур від 1200 до 1350 °С. Гарячі тріщини – недопустимий дефект зварного з'єднання, який може бути причиною руйнування конструкцій при виготовленні або експлуатації.

Здатність металу шва сприймати пружно-пластичні деформації при високих температурах в процесі зварювання без гарячих тріщин визначає його технологічну міцність. Велика вірогідність наявності дефектів в зварних з'єднаннях металевих конструкцій зумовила для забезпечення надійності їх експлуатації необхідність оцінки імовірності виникнення крихкого руйнування зварних конструкцій в залежності від умов їх навантаження, місця розташування дефекту, його форми та розміру. Вирішення цієї проблеми стало можливим за рахунок використання критеріїв та методів механіки руйнування. В їх основі лежать випробування зразків з штучними дефектами, розміри яких стабільні при виготовленні і піддаються аналітичному трактуванню на відміну від природних технологічних дефектів, стабільний розмір яких дуже важко передбачити.

Тому мета даної роботи полягала у вивченні впливу технологічних процесів зварювання на опір зварних з'єднань сталі 06Г2БДП уповільненому, міжкристалітному, крихкому і втомному руйнуванням. Для досягнення поставленої мети на основі використання спеціалізованих методів досліджень в роботі були вирішені наступні завдання досліджень:

- встановлено вплив технологічних параметрів дугового зварювання (температури попереднього підігріву, погонної енергії зварювання, тощо) та вмісту дифузійного водню в наплавленому металі на опір зварних з'єднань сталі 06Г2БДП утворенню холодних тріщин (уповільненому руйнуванню);

- оцінено опір зварних з'єднань досліджуваної сталі утворенню гарячих тріщин (міжкристалітному руйнуванню);

- вивчено вплив параметрів дугового зварювання на опір зварних з'єднань крихкому і втомному руйнуванням при циклічному навантаженні.

Методики досліджень. Дослідження схильності металу ЗТВ зварних з'єднань сталі 06Г2БДП до уповільненого руйнування в залежності від вмісту дифузійного водню в металі шва та величини критичних напружень виконували з використанням методу Імплант [10]. Випробуванням піддавали циліндричні зразки-вставки, які виготовляли із сталі 06Г2БДП завтовшки 13 мм на-

ступного хімічного складу в %: 0,07 С; 1,36 Мп; 0,08 Si; 0,3 Cr; 0,03 Nb; 0,47 Cu; 0,011 S; 0,053 P. З цієї ж сталі були технологічні пластини розміром 300×250 мм, в які вставляли зразки-вставки.

Ручне дугове зварювання виконували електродами АНП-10 діаметром 4,0 мм, які забезпечували показники границі текучості металу швів приблизно на рівні даної сталі і становили 539...550 МПа. Для зварювання використовували наступний режим: $I_{зв} = 160...180$ А, $U_d = 26...27$ В, $V_{зв} = 7,5$ м/год. Швидкість охолодження металу ЗТВ регулювали за рахунок попереднього підігріву. При цьому початкова температура пластин змінювалась від 20 до 90 °С, а швидкість охолодження зварних з'єднань в інтервалі температур 600...500 °С ($W_{6/5}$) в діапазоні від 21 до 14 °С/с. Залежності, які характеризують вплив температури попереднього підігріву на швидкість охолодження зразків та термін їх перебування в інтервалі температур 800...100 °С ($\tau_{8/1}$), показано на рис. 1 [11]. Вміст дифузійного водню в наплавленому металі, який визначали методом олівцевих проб з використанням в якості запірної речовини суміші гліцерину з дистильованою водою в пропорції 1:4, змінювали за рахунок електродів з різною вологістю покриття. Для цього електроди зволожувались або прожарювались при різних температурах.

Опір утворенню холодних тріщин зварних з'єднань оцінювали з використанням відомої технологічної проби Теккен [12].

Наявність холодних тріщин в ній виявляли через 24 год після зварювання зовнішнім оглядом поверхні шва та на макрошліфах, якщо вони мали місце в глибині без виходу на поверхню з'єднання. В якості критерію випробувань приймали критичну швидкість охолодження зварних з'єднань

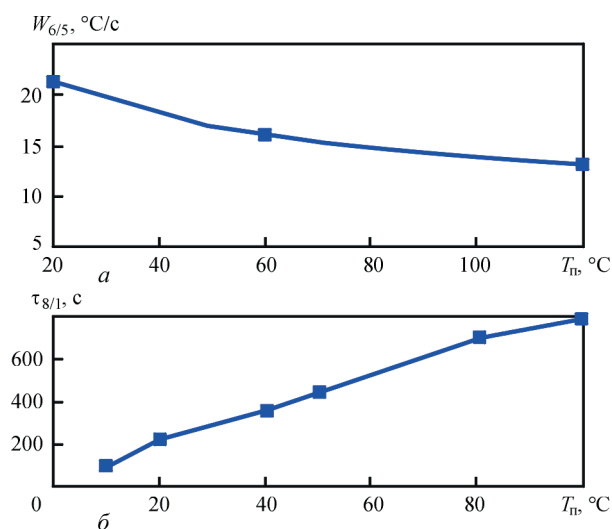


Рис. 1. Вплив температури попереднього підігріву на швидкість охолодження зразків в інтервалі температур 600...500 °С (а) та термін їх перебування в інтервалі температур 800...100 °С (б)

або концентрацію дифузійного водню в наплавленому металі, при яких сумарна протяжність тріщин в корені, на поверхні та в перерізі шва або ЗТВ не перевищувала 50 %.

Ручне дугове зварювання технологічних проб Теккен виконували покритими електродами АНП-10 діаметром 4,0 мм на режимі, що і при зварюванні методом Імплант. Механізоване зварювання в захисних газах виконували дротом суцільного перерізу NiMo1-IG і порошковим дротом Filarc PZ 6114S діаметром 1,2 мм. Зварювання порошковим дротом виконували в CO_2 , а дротом суцільного перерізу в суміші газів 82% Ar+18% CO_2 . Режими механізованого зварювання становили: $I_{\text{зв}} = 180 \dots 200$ А, $U_{\text{д}} = 26 \dots 28$ В, $V_{\text{зв}} = 14 \dots 16$ м/год. Як ручне дугове так і механізоване зварювання виконували без попереднього підігріву.

Схильність металу шва до утворення гарячих тріщин оцінювали методом випробувань при статичному вигині зварних з'єднань в процесі їх зварювання. При цьому визначали критичну швидкість деформації $V_{\text{деф}}$, що призводить до утворення гарячих тріщин. Режими зварювання вказані вище, змінною величиною була тільки швидкість зварювання. При ручному дуговому зварюванні її змінювали в діапазоні 9,5...12 м/год, при механізованому – 15...20 м/год.

Для оцінки опору зварних з'єднань крихкому руйнуванню використовували стандартні зразки розміром 120×20×10 мм, які випробували при трьохточковому вигині відповідно до методів механіки руйнування.

Для порівняння одну серію зразків виготовляли з основного металу, інші – із стикових з'єднань, що виконували механізованим зварюванням в суміші газів 82% Ar+18% CO_2 дротом суцільного перерізу NiMo1-IG та порошковим дротом Filarc PZ 6114S в CO_2 .

Надріз та вершину тріщини втоми в зразках розташовували в металі шва або в металі ЗТВ. Навантаження зразків виконували на установці Фрідлянда, при цьому швидкість навантаження становила 4...18 мм/хв.

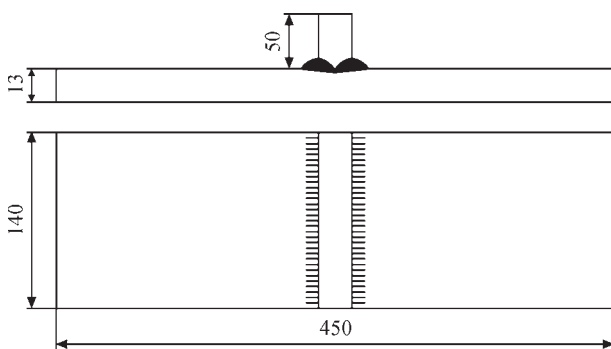


Рис. 2. Схематичне зображення таврового зразка для випробувань на втому

З метою оцінки опору зварних з'єднань втому руйнуванню [15] проводили дослідження з використанням таврових зразків з одним поперечним ребром висотою 50 мм, яке було приварено до пластини завтовшки 13 мм двома кутовими швами з повним проплавленням (рис. 2).

Механізоване зварювання таврових зразків виконували дротом суцільного перерізу BOEHLER NiMo1-IG діаметром 1,2 мм у суміші газів 82% Ar+18% CO_2 . Після зварювання зразки піддавали циклічному навантаженню на згин (установка УМП-02) з частотою 14 Гц при різних напруженнях симетричного циклу 45, 40 та 35 МПа. Під час випробувань на втому фіксували кількість циклів навантаження, при яких відбувалось утворення тріщин втоми критичної величини (3 мм).

Результати роботи та їх обговорення. З використанням методу Імплант показано, що напруження, при яких уповільненого руйнування зразків сталі 06Г2БДП не спостерігається, становить 440 МПа. При більших величинах навантажень спостерігалась текучість зразків. Як показали результати раніше проведених металографічних досліджень, за даних умов охолодження в металі ЗТВ, формується бейнітна структура. Виходячи з цього можна вважати, що при обмеженій кількості дифузійного водню в наплавленому металі до 0,8 мл/100 г, метал ЗТВ з такою структурою не зазнає водневого окрихчення та має високий опір утворенню холодних тріщин. Цим же методом встановлено, що критичні напруження, при яких уповільнене руйнування не відбувається, при збільшенні $[H]_{\text{диф}}$ до 3,8 мл/100 г знижуються до 220 МПа, а при зменшенні його значення до 1,8 мл/100 г зростають до 340 МПа (рис. 3).

З підвищенням вмісту дифузійного водню в наплавленому металі від 0,8 до 3,8 мл/100 г ризик утворення холодних тріщин в металі ЗТВ зварних з'єднань зростає. Для виключення вірогідності появи тріщин в таких з'єднаннях рівень залишкових напружень не повинен перевищувати 440 та 360 МПа. Підвищити опір металу ЗТВ зварних

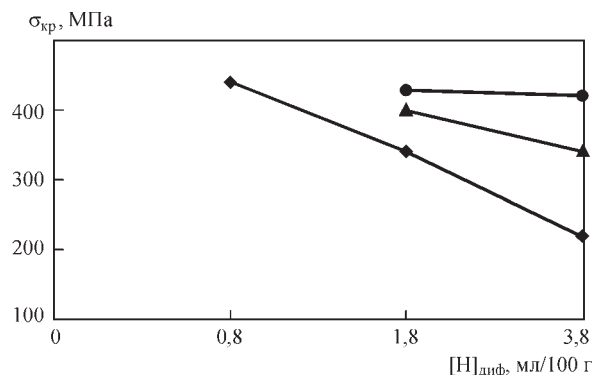


Рис. 3. Вплив дифузійного водню на опір уповільненому руйнуванню металу ЗТВ сталі 06Г2БДП: 1 – ♦ – без підігріву; 2 – ▲ – $T_n = 60^\circ\text{C}$; 3 – ● – $T_n = 90^\circ\text{C}$

з’єднань уповільненому руйнуванню можливо за рахунок використання попереднього підігріву. Так встановлено, що при $[H]_{\text{диф}} = 3,8$ мл/100 г підігрів (T_n) до температури 60°C дає змогу підвищити рівень критичних напружень до 380 МПа, а при $T_n = 90^\circ\text{C}$ – до $\sigma = 420$ МПа.

Отже, при обмеженому вмісті дифузійного водню в шві, метал ЗТВ не проявляє схильності до уповільненого руйнування. Відповідно до даних умов зварні з’єднання цієї сталі мають достатній опір утворенню холодних тріщин.

Аналіз макрошліфів, які вирізали з проб Теккен через 24 год після зварювання контрольних швів, показав, що при зварюванні без попереднього підігріву усі вищезазначені способи зварювання і зварювальні матеріали забезпечують достатньо високу стійкість зварних з’єднань проти утворення холодних тріщин незалежно від легування металу шва (рис. 4).

Встановлено, що економнолеговані зварювальні матеріали, а саме електроди АНП-10 та порошковий дріт Filarc PZ 6114S, а також легований нікелем і молібденом дріт суцільного перерізу Ni-Mo1-IG за умов ручного дугового і механізованого

в захисних газах зварювання, забезпечують високий опір зварних з’єднань сталі 06Г2БДП утворенню холодних тріщин.

Отримані дані щодо опору зварних з’єднань сталі 06Г2БДП утворенню гарячих тріщин свідчать (таблиця), що при механізованому зварюванні в захисних газах як порошковим дротом, так і дротом суцільного перерізу забезпечується достатня технологічна міцність в широкому діапазоні швидкостей навантаження. Натомість, за умов використання покритих електродів АНП-10 при швидкості деформації $V_{\text{деф}} \leq 20$ мм/хв, зварні з’єднання сталі 06Г2БДП мають запас технологічної міцності. Підвищення темпу деформації до значень більше ніж 20 мм/хв призводить до появи гарячих тріщин, опір яким знижується.

Проведеними дослідженнями з використанням критерію механіки руйнування встановлено, що найбільш високі показники K_Q характерні для основного металу. Їх значення залежать від температури випробувань зразків та зменшуються від 103,8 МПа $\sqrt{\text{м}}$ (температура випробувань 20°C) до 90,7 і 86,0 МПа $\sqrt{\text{м}}$ при $(-20$ та $-40^\circ\text{C})$ відповідно. Дещо нижчі, але також досить високі значення K_Q отримані за результатами випробувань зразків, вершина тріщини втоми в яких розташовувалася як по центру металу шва, так і в металі ЗТВ зварних з’єднань.

Незалежно від способу зварювання, досліджені зварювальні матеріали та застосовані режими зварювання забезпечують достатньо близькі показники K_Q , як для швів, так і для ЗТВ зварних з’єднань. Так, для металу шва, виконаного порошковим дротом Filarc PZ 6114S при температурах випробувань $-40, -20^\circ\text{C}$ та 20°C середні значення K_Q дорівнюють відповідно: 82,2; 84,9 та 96,2 МПа $\sqrt{\text{м}}$, а для металу шва, виконаного дротом суцільного перерізу NiMo1-IG, при аналогічних температурах випробувань середні значення K_Q відповідно становлять: 81,6; 84,4 та 94,9 МПа $\sqrt{\text{м}}$ (рис. 5, а).

Подібна залежність показників K_Q від температури випробувань зразків, а саме, зменшення їх значень по мірі зниження температури, спостерігалась і в зразках, де вершина надрізу припадала на метал ЗТВ зварних з’єднань. За величиною вони дещо нижчі у порівнянні з показниками K_Q

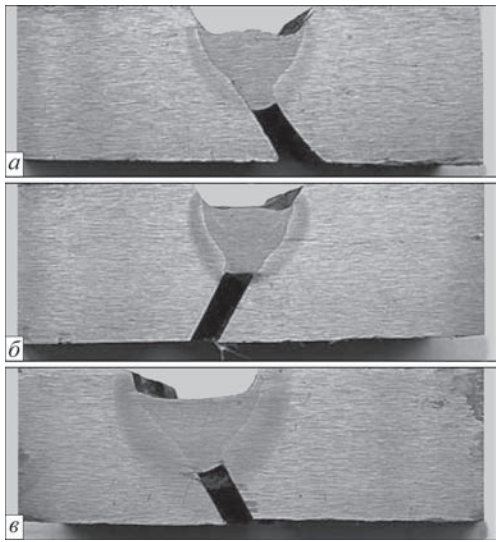


Рис. 4. Макрошліфи зварних з’єднань проб Теккен зі сталі 06Г2БДП, виконаних: а – дротом суцільного перерізу NiMo1-IG у суміші газів 82% Ar+18% CO₂; б – порошковим дротом Filarc PZ 6114S в CO₂; в – покритими електродами АНП-10

Технологічна міцність зварних з’єднань сталі 06Г2БДП

Номер п/п	Варіант зварювання	Швидкість деформації $V_{\text{деф}}$, мм/хв	Наявність гарячих тріщин
1	Механізоване порошковим дротом Filarc PZ 6114S діаметром 1,2 мм в CO ₂	10,3	Відсутні
		15	„-“
		28,6	„-“
2	Механізоване дротом суцільного перерізу NiMo1-IG діаметром 1,2 мм в суміші 82% Ar + 18% CO ₂	28,2	„-“
		37,1	„-“
3	Ручне дугове покритими електродами АНП-10 діаметром 4,0 мм	18,3	„-“
		25,5	є
		32,7	„-“
		52	„-“

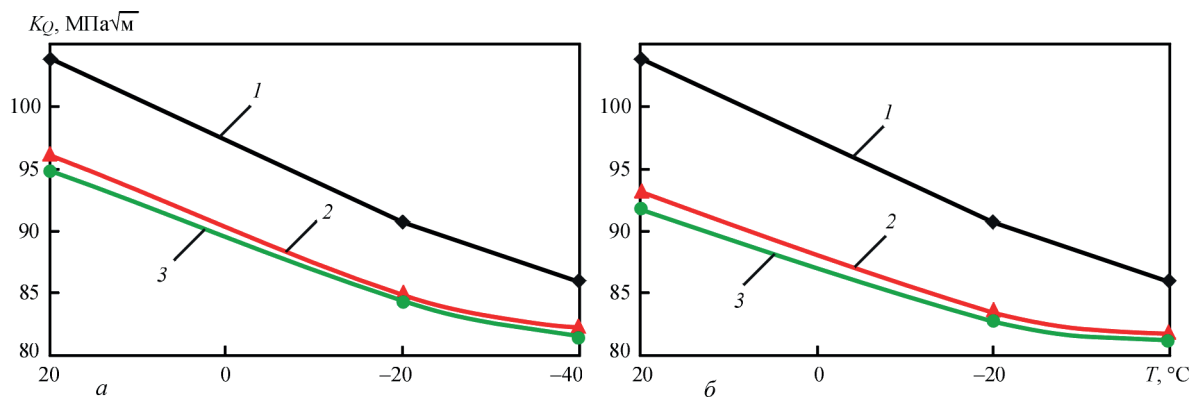


Рис. 5. Залежність значень критичного коефіцієнту інтенсивності напружень K_Q від температури випробувань для основного металу сталі 06Г2БДП (1 а, б) металу швів (а) і металу 3ТВ (б) зварних з'єднань, виконаних дротом суцільного перерізу Ni-Mo1-IG у суміші газів 82% Ar+18% CO₂ (2) та Filarc PZ 6114S в CO₂ (3)

металу швів, але також знаходяться на високому рівні і при зварюванні порошковим дротом Filarc PZ 6114S становили 81,7; 83,5 та 93,1 МПа√м, а при зварюванні дротом суцільного перерізу – 81,2; 82,8 та 91,7 МПа√м при температурах випробувань –40, –20 та 20 °С, відповідно (рис. 5, б).

Результати дослідження на опір втомі показали, що при напруженнях симетричного циклу 45 та 40 МПа в таврових зразках по лінії сплавлення утворювались тріщини критичної довжини. А саме: при $\sigma_{-1} = 45$ МПа тріщина втомі утворилась після $N = 999000$ циклів навантаження, при $\sigma_{-1} = 40$ МПа вона спостерігалась після $N = 1670000$ циклів навантаження.

За умов випробувань при напруженні симетричного циклу $\sigma_{-1} = 35$ МПа, таврове з'єднання сталі 06Г2БДП залишалось незруйнованим після $N = 2,1 \cdot 10^6$ циклів навантаження. Таким чином, можна вважати, що для зварних з'єднань сталі 06Г2БДП границя витривалості знаходиться на рівні $\sigma_{-1} = 35$ МПа.

Висновки

Дослідженнями впливу технологічних процесів дугового зварювання на опір зварних з'єднань корозійностійкої сталі 06Г2БДП утворенню холодних і гарячих тріщин та крихкому і втомному руйнуванням встановлено наступне:

- використання економнолегованих електродів АНП-10 з обмеженням до $[H]_{\text{диф}} = 0,8$ мл/100 г вмістом дифузійного водню в наплавленому металі при ручному дуговому зварюванні, порошкового дроту Filarc PZ 6114S, а також легованого нікелем і молібденом дроту суцільного перерізу NiMo1-IG при механізованому зварюванні забезпечують високий опір утворенню холодних тріщин в металі 3ТВ та шва зварних з'єднань. З підвищенням вмісту дифузійного водню до $[H]_{\text{диф}}$ до 3,8 мл/100 г необхідно застосувати попередній підігрів до $T_{\text{п}} = 90$ °С;

- зазначені вище зварювальні матеріали при механізованому зварюванні в захисних газах забезпечують достатню технологічну міцність в

широкому діапазоні швидкостей навантаження. Натомість при ручному дуговому зварюванні покритими електродами АНП-10 запас технологічної міцності забезпечується за умов швидкості деформації $V_{\text{деф}} \leq 20$ мм/хв;

- високий опір як металу швів, так і металу 3ТВ крихкому руйнуванню забезпечуються також при використанні механізованого зварювання в захисних газах порошковим дротом Filarc PZ 6114S та дротом суцільного перерізу NiMo1-IG. Показники коефіцієнту інтенсивності напружень досягають значень $K_Q = 96$ МПа√м. Зниження температури випробувань до –40 °С призводить до зменшення коефіцієнту інтенсивності напружень на 15 %, $K_Q = 82$ МПа√м;

- випробування циклічним навантаженням свідчать, що границею витривалості зварних з'єднань сталі 06Г2БДП є напруження симетричного циклу $\sigma_{-1} = 35$ МПа.

Автори висловлюють свою вдячність за проведення випробувань зварних з'єднань на опір крихкому і втомному руйнуванню завідувачу групи Яшуку В.А. та старшому науковому співробітнику Завдовесеву А.В.

Список літератури

1. Ковтуненко В.А., Герасименко А.М., Гоцуляк А.А. (2006) Выбор стали для ответственных сварных строительных конструкций. *Автоматическая сварка*, **11**, 32–37.
2. Позняков В.Д., Жданов С.Л., Максименко А.А. и др. (2013) Свариваемость экономнолегированных сталей 06ГБД, 06Г2БД. *Автоматическая сварка*, **4**, 9–15.
3. Завдовесев А.В., Позняков В.Д., Жданов С.Л. та ін. (2020) Вплив термічних циклів зварювання на формування структури та властивостей корозійностійкої сталі 06Г2БДП. *Автоматичне зварювання*, **9**, 22–27.
4. Morcillo, M., Díaz, I., Cano, H. et al. (2019) Atmospheric corrosion of weathering steels. Over view forengineers. Part II: Testing, inspection, maintenance. *Construction and Building Materials*, **222**, 750–765.
5. Miki, C., Homma, K., Tominaga, T. (2002) Hig strength and high performance steels and the iruse in bridge structures. *J. of Constructional steel research*, **58**(1), 3–20.
6. Bjorhovde, R. (2004) Development and use of high performance steel. *J. of Constructional Steel Research*, **60** (3–5), 393–400.
7. Albrecht, P., Hall Jr, T.T. (2003) Atmospheric corrosion resistance of structural steels. *J. of Material and civil engineering*, **15**(1), 2–24.

8. Бердникова О.М., Позняков В.Д., Костін В.А. та ін. (2021) Структура та характер руйнування металу ЗТВ корозійностійкої сталі 06Г2БДП. *Сучасна електрометалургія*, **3**, 35–41.
9. Жданов С.Л., Позняков В.Д., Завдовцев А.В. та ін. (2023) Структура і властивості зварних з'єднань сталі 06Г2БДП. *Автоматичне зварювання*, **9**, 22–27.
10. Стеренбоген Ю.А. (1986) Некоторые факторы, определяющие стойкость металла ЗТВ мартенситных сталей против образования холодных трещин. *Автоматическая сварка*, **6**, 5–8.
11. Позняков В.Д. (2023) *Зварювальні технології для ремонту металевих конструкцій*. Київ, Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України.
12. Гривняк І. (1984) *Свариваемость сталей*. Москва, Машиностроение.
13. Лобанов Л.М., Позняков В.Д., Миходуй О.Л. (2004) Влияние остаточных напряжений на технологическую прочность сварных соединений высокопрочной стали 14ХГН-2МДАФБ. *Автоматическая сварка*, **8**, 30–34.
14. Царюк А.К., Скульский В.Ю., Нимко М.А. и др. (2016) Усовершенствование технологии сварки высокотемпературных диафрагм проточной части паровых турбин. *Автоматическая сварка*, **3**, 35–43.
15. Труфяков В.И. (1973) *Усталость сварных соединений*. Киев, Наукова думка.
4. Morcillo, M., Díaz, I., Cano, H. et al. (2019) Atmospheric corrosion of weathering steels. Over view for engineers. Pt II: Testing, inspection, maintenance. *Construction and Building Materials*, **222**, 750–765.
5. Miki, C., Homma, K., Tominaga, T. (2002) High strength and high performance steels and their use in bridge structures. *J. of Constructional Steel Research*, **58**(1), 3–20.
6. Bjorhovde, R. (2004) Development and use of high performance steel. *J. of Constructional Steel Research*, **60** (3-5), 393–400.
7. Albrecht, P., Hall Jr, T.T. (2003) Atmospheric corrosion resistance of structural steels. *J. of Materials in Civil Engineering*, **15**(1), 2–24.
8. Berdnikova, O.M., Poznyakov, V.D., Kostin, V.A. et al. (2021) Structure and fracture mode of HAZ metal corrosion-resistant 06G2BDP steel. *Suchasna Elektrometal.*, **3**, 35–41 [in Ukrainian].
9. Zhdanov, S.L., Poznyakov, V.D., Zavidovcev, A.V., et al. (2023) Structure and properties of welded joints of 06G2BDP steel. *The Paton Welding J.*, **9**, 11–16.
10. Sterenbogen, Yu.A. (1986) Some factors determining the resistance of HAZ metal of martensitic steels to cold cracking. *Avtomatich. Svarka*, **6**, 5–8 [in Russian].
11. Poznyakov, V.D. (2023) *Welding technologies for repair of metal structures*. Kyiv, PWI [in Ukrainian].
12. Hrivnak, I. (1984) *Weldability of steels*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
13. Lobanov, L.M., Poznyakov, V.D., Mikhoduj, O.L. (2004) Effect of residual stresses on technological strength of welded joints of high-strength steel 14KhGn2MDAFB. *The Paton Welding J.*, **8**, 30–34.
14. Tsaryuk, A.K., Skulsky, V.Yu., Nimko, M.A. et al. (2016) Improvement of the technology of welding high-temperature diaphragms in steam turbine flow section. *The Paton Welding J.*, **3**, 28–36.
15. Trufyakov, V.I. (1973) *Fatigue of welded joints*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].

References

1. Kovtunenkov, V.A., Gerasimenko, A.M., Gotsulyak, A.A. (2006) Selection of steel for critical building welded structures. *The Paton Welding J.*, **11**, 27–31.
2. Poznyakov, V.D., Zhdanov, S.L., Maksimenko, A.A. et al. (2013) Weldability of sparcely-alloyed steels 06GBD, 06G2B. *The Paton Welding J.*, **4**, 8–14.
3. Zavidovcev, A.V., Poznyakov, V.D., Zhdanov, S.L. et al. (2020) Impact of thermal cycles of welding on formation of the structure and properties of corrosion-resistant steel 06G2BDP. *The Paton Welding J.*, **9**, 22–27.

INFLUENCE OF ARC WELDING TECHNOLOGY ON RESISTANCE OF WELDED JOINTS OF 06G2BDP STEEL TO COLD AND HOT CRACKS FORMATION, FATIGUE AND BRITTLE FRACTURE

O.A. Haivoronskyi¹, V.D. Poznyakov¹, S.L. Zhdanov¹, A.M. Gerasymenko¹, V.D. Ryabokon¹, A.O. Maksymenko¹, Jianxin Wang²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.
E-mail: paton39@ukr.net

²Jiangsu University of Science and Technology, No. 666, Changhui Road, Dantu District, Zhenjiang, Jiangsu, China

The paper studies the effect of arc welding technological processes on the resistance of welded joints of scarcely alloyed atmosphere-resistant 06G2BDP steel to cold and hot cracks formation and brittle and fatigue fracture. With the help of the Implant method and using the technological Tekken sample, the conditions for cold cracks formation were evaluated and the methods of their elimination were recommended. It is shown that with the use of mechanized welding in shielding gases, solid-section and flux-cored wires provide high technological strength of welded joints in terms of hot cracks formation in a wide range of welding modes. On the other hand, when using coated electrodes, this range is narrowed, and at $V_{def} \geq 20$ mm/min, joints are prone to the formation of this defect. The results of studies on the evaluation of welded joints resistance to brittle fracture indicate high values of the stress intensity factor K_Q for both the weld metal and HAZ metal. The endurance limit of T-joints when tested by cyclic loading was determined, which is $[\sigma]_1 = 35$ MPa. 15 Ref., 1 Tabl., 5 Fig.

Key words: atmosphere-resistant steel, welded joints, cold cracks, hot cracks, brittle fracture, cyclic loading, fatigue fracture

Надійшла до редакції 13.11.2023
Отримано у переглянутому вигляді 01.12.2023
Прийнято 25.12.2023



INTERNATIONAL CONFERENCE ON WELDING AND RELATED TECHNOLOGIES

07-10.10.2024
wrt2024.com.ua
Kyiv, Ukraine

АНАЛІЗ СИСТЕМ СТЕЖЕННЯ, В ЯКИХ ДАТЧИКОМ ЗВОРОТНОГО ЗВ'ЯЗКУ Є СКАНУЮЧА ЗВАРЮВАЛЬНА ДУГА (Огляд)

С.В. Ткаченко, Т.Г. Самойлова, В.А. Ткаченко

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: patonmed@gmail.com

В дугових зварювальних технологіях широко використовуються зварювальні автомати та роботи, які потребують застосування слідкуючих систем для орієнтації електроду відносно виробу. Актуальним є питання систематизації й аналізу різноманітних слідкуючих систем, описання їх особливостей і переваг. Слідкуючі системи, які використовуються в зварювальних автоматах, застосовують різні сигнали зворотного зв'язку, але найточнішими є сигнали, які знімаються безпосередньо зі зварювальної дуги, коли дуга використовується як датчик вимірювальної системи. Саме для таких систем розглянуті основні принципи одержання сигналів зворотного зв'язку при дуговому зварюванні та здійснено їх аналіз. Бібліогр. 11, рис. 15.

Ключові слова: дугове зварювання, зварювальна дуга, скануюча дуга, сенсор наведення, система стеження

Вступ. Системи стеження, які застосовуються у зварюванні, бувають різної точності, складності, ефективності, універсальності, але є одна, найбільш перспективна, категорія систем, в якій датчиком зворотного зв'язку є скануюча дуга.

В даній статті, яка ґрунтується в більшій частині на розробках ІЕЗ ім. Є.О. Патона, в тому числі і власних розробок авторів, накопичених ними матеріалів та наукових публікацій, наведені та проаналізовані особливості систем стеження з використанням скануючої дуги.

Робота призначена для спеціалістів по розробці зварювального устаткування.

Отримання якісного зварного з'єднання при дуговому зварюванні зумовлене одночасним вирішенням комплексу умов. Одною з основних умов є наведення зварювальної дуги на лінію сполучення зварюваних деталей в процесі проведення зварювання.

Задача наведення зварювальної дуги на лінію сполучення зварювальних деталей в процесі зварювання, може бути вирішена декількома способами [1].

Один із способів – точне позиціонування виробу та зварювального інструменту під час зварювання [2]. Другий спосіб – використання різних систем наведення зварювальної дуги на лінію сполучення деталей, які діляться на три основні групи:

- системи з механічним копіюванням лінії сполучення деталей, що зварюються;
- системи з використанням зовнішніх сенсорів наведення пальника на зварюваний стик;
- системи, що базуються на аналізі параметрів дуги.

Кожен із перерахованих способів має свої переваги та недоліки.

Розглянемо переваги та недоліки систем стеження з різними принципами дії.

Системи стеження з механічним копіюванням.

Механічне копіювання лінії сполучення деталей досить дешеве рішення задачі наведення електроду на стик, що зварюється, але вимагає наявності поверхонь копіювання, які повинні повторювати конфігурацію лінії сполучення деталей [3]. Цей спосіб вимагає спеціальних механізмів копіювання, не має достатньої точності, а також при його застосуванні можуть виявлятися негативні ефекти, пов'язані з:

- транспортним запізненням;
- недостатньою жорсткістю копіювального механізму та виробу;
- наявністю люфтів у копіювальному механізмі та інше.

Системи стеження з використанням зовнішніх сенсорів.

Системи наведення дуги на лінію сполучення зварювальних деталей, які отримують зворотний зв'язок по положенню стика щодо електроду від зовнішніх сенсорів, дозволяють створювати високоточні, гнучкі, універсальні системи наведення. Залежно від типів застосованих сенсорів, системи наведення поділяються на основні групи, на кшталт використовуваних сенсорів:

- тактильні;
- оптичні;
- індукційні;
- комбіновані та інші.

Системи, в яких використовуються зовнішні сенсори, широко поширені в автоматичних лініях і установках. Недоліком цих систем є необхідність розташування сенсорів поза зоною термічної,

світлової та електромагнітної дії зварювальної дуги, що породжує проблему транспортного запізнення, коли сенсор розташований перед зварювальною дугою, або необхідність в наявності поверхонь копіювання, які повторюють лінію сполучення зварювальних деталей.

Також можливе неконтрольоване відхилення зварювальної дуги від стику за рахунок впливу електромагнітних полів у зоні зварювання, наприклад – магнітне дуття, чи неконтрольоване відхилення зварювального дроту на вильоті з наконечника пальника та інші.

Системи стеження, що базуються на аналізі параметрів дуги.

Вимірюючи параметри зварювальної дуги, можна отримати сигнали зворотного зв'язку по положенню стику щодо зварювальної дуги безпосередньо в точці дотику дуги до зварювального виробу [4].

Інформаційними параметрами, що знімаються зі зварювальної дуги, можуть бути:

- напруга на дузі;
- струм зварювання;
- яскравість сийва дуги.

Аналізуючи величини та характер зміни цих параметрів, можливе отримання достовірної інформації про положення стовпа дуги відносно лінії сполучення деталей під час процесу зварювання безпосередньо у точці зварювання, що забезпечує відсутність помилок позиціонування, зумовлених:

- ефектом транспортного запізнення;
- відхиленням крайки за рахунок теплових деформацій;
- неконтрольованим відхиленням стовпа дуги електромагнітними силами, рухами повітря;
- відхиленням кінця зварювального дроту на вильоті при неточній правці дроту;
- зносом направляючих елементів зварювального інструменту (знос наконечників) та інше.

Системи стеження, що базуються на аналізі даних, отриманих безпосередньо зі зварювальної дуги є, на даний момент, найбільш універсальними, точними і перспективними, хоча можуть вимагати застосування спеціальних технологій зварювання.

Вплив похибок наведення дуги на зварювальний стик.

Якісне зварне з'єднання, отримане при дуговою зварюванні з застосуванням систем стеження, може бути отримане при точному наведенні зварювальної дуги на лінію сполучення зварюваних деталей, тобто сумарна загальна похибка наведення дуги на стик $P_{\text{заг}}$ дорівнює сумі похибок усіх збудовуючих факторів і повинна бути меншою за допустиму похибку $P_{\text{доп}}$:

$$P_{\text{заг}} = P_{\text{с}} + P_{\text{тз}} + P_{\text{тд}} + P_{\text{см}} + P_{\text{в}} + P_{\text{з}},$$

де $P_{\text{с}}$ – похибка системи стеження; $P_{\text{тз}}$ – похибка викликана транспортним запізненням; $P_{\text{тд}}$ – похибка викликана відхиленням стику за рахунок теплових деформацій; $P_{\text{см}}$ – похибка викликана відхиленням стовпа дуги електромагнітними силами; $P_{\text{в}}$ – похибка, викликана відхиленням кінця електрода на вильоті; $P_{\text{з}}$ – похибка викликана зносом наконечника пальника.

Останні чотири похибки ($P_{\text{тд}} + P_{\text{см}} + P_{\text{в}} + P_{\text{з}}$), мають спонтанний характер, а їх компенсація дуже складна і малоімовірна.

При застосуванні системи стеження у якій, як сенсор зворотного зв'язку використовується зварювальна дуга, похибки наведення дуги на стик, що зварюється, істотно менші ніж у систем, які застосовують інші принципи отримання зворотного зв'язку, так як сума похибок ($P_{\text{тз}} + P_{\text{тд}} + P_{\text{см}} + P_{\text{в}} + P_{\text{з}}$) нівелюється.

Оскільки найперспективніші є системи наведення дуги на стик з використанням інформації про параметри самої дуги, доцільно розглянути принцип дії саме цих систем.

Принцип дії дугових слідкуючих систем.

Аналіз параметрів стабільної нерухомої дуги не дає можливості отримання достатньої інформації про її положення щодо зварюваного стику. Наприклад, напруга на дузі при TIG зварюванні нерухомою дугою може дати інформацію тільки про довжину дуги [5].

Для отримання необхідної інформації про положення дуги відносно стику необхідно забезпечити сканування зварювальною дугою зони сполучення зварюваних деталей. За наявності умов, які визначають положення стику – механічні, теплові або фізико-хімічні фактори та наявність сенсорів, які реагують на ці фактори, з'являються умови отримання інформації достатньої для створення системи стеження [6].

Фактори, що визначають положення стику, можуть бути різними, наприклад:

1. Механічні фактори, пов'язані з геометрією зони сполучення деталей:

- 1.1. Сполучення з зазором та без нього;
- 1.2. Сполучення з обробкою країв;
- 1.3. З'єднання в напуск та інше.

2. Фізико-хімічні фактори. Наявність у зоні зварювання хімічно активних елементів, що впливають на параметри дуги:

- 2.1 Нанесення активного флюсу, в зону стику;
- 2.2. Наявність різноманітних матеріалів в зоні зварювання;
- 2.3 Наявність вставки зі спеціального матеріалу та інше.

3. Також можуть використовуватись теплові фактори, наприклад:

- 3.1. Лазерний прогрів стику;

3.2. Наявність аномального теплового поля в зоні зварювання, обумовленого впливом адіабатичної межі між деталями що зварюються та інше.

Залежно від особливостей технології зварювання, а також умов, що визначають положення стику, вибирається вид сканування дугою зони сполучення деталей, які зварюються.

У зв'язку з тим, що зварювальна дуга має відносно невеликі розміри для сканування дугою зони сполучення, використовуються два варіанти створення пошукового руху.

Перший варіант – керування положенням та формою стовпа дуги за допомогою зовнішнього електромагнітного поля або потоку газу.

Другий варіант – здійснення сканування зони стику керованим переміщенням кінця електрода за допомогою механічних пристроїв, що приводяться в рух різними пристроями: електродвигуном, електромагнітом, струменем газу, тощо.

Пристрої, які сканують зону сполучення деталей, що зварюються, можуть забезпечувати різні види пошукових рухів кінця електрода, або дуги:

- лінійні – коливання поперек стику;
- кругові – кругове обертання, при якому стик перетинає лінію кола сканування;
- рухи, що мають складну траєкторію.

Сканування може бути постійним або періодично-пошуковим, з постійною або змінною амплітудою та швидкістю.

Види пошукового руху при скануванні вибираються в залежності від технології зварювання, конструкції пристрою сканування і оптимально необхідної складності пристроїв обробки сигналів, що надходять в якості зворотного зв'язку з апарата.

Сканування стовпом дуги.

Розглянемо декілька варіантів систем стеження, заснованих на використанні інформації, отриманої при скануванні стовпом дуги зони сполучення деталей, що зварюються.

Необхідність керування стовпом дуги обумовлена необхідністю отримання інформації про положення електрода щодо стику, мінімізацією непередбачуваної поведінки стовпа дуги під час зварювання (наприклад, перекидання дуги на одну крайку), а також створення умов жорсткого керування дугою, її фіксації в необхідних положеннях.

Для отримання інформації про положення електрода відносно зварювального стику, необхідно зіставляти фазу скануючого руху стовпа дуги з вимірюваними в цих фазах параметрами дуги [6].

При поперечному скануванні стику в процесі зварювання може змінюватись довжина стовпа дуги, як наслідок і напруга на дузі. Аналізуючи величину напруги на дузі в різних фазах сканування, можна отримувати інформацію про положення кінця електрода щодо лінії стику деталей та корегувати положення електрода відносно лінії сполучення деталей. При такому процесі зварювання гарантовано проплавлення обох зварюваних деталей, тому що дуга примусово перекидається з однієї крайки на іншу. Час, який дуга стоїть на кожній крайці, можна задавати за допомогою систем керування магнітним полем. Ці унікальні можливості керування стовпом дуги дозволяють запобігти виникненню підрізів та напливів зварного шву, оскільки крайки можна гріти з різною інтенсивністю.

Такі слідкуючі системи можуть бути використані для зварювання різних видів з'єднань [2], деякі з них показані на рис. 1.

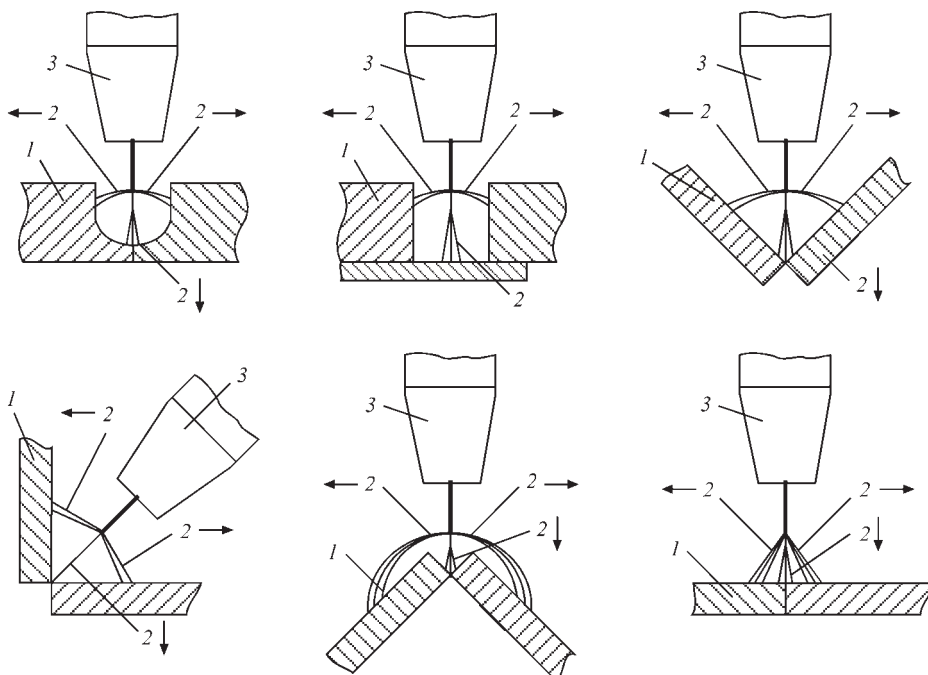


Рис. 1. Різні види з'єднання: 1 – зварювальні деталі; ←2 – скануюча дуга в фазі «відхилення вліво»; ↓2 – скануюча дуга в фазі «без відхилення»; →2 – скануюча дуга в фазі «відхилення вправо»; 3 – пальник з електродом

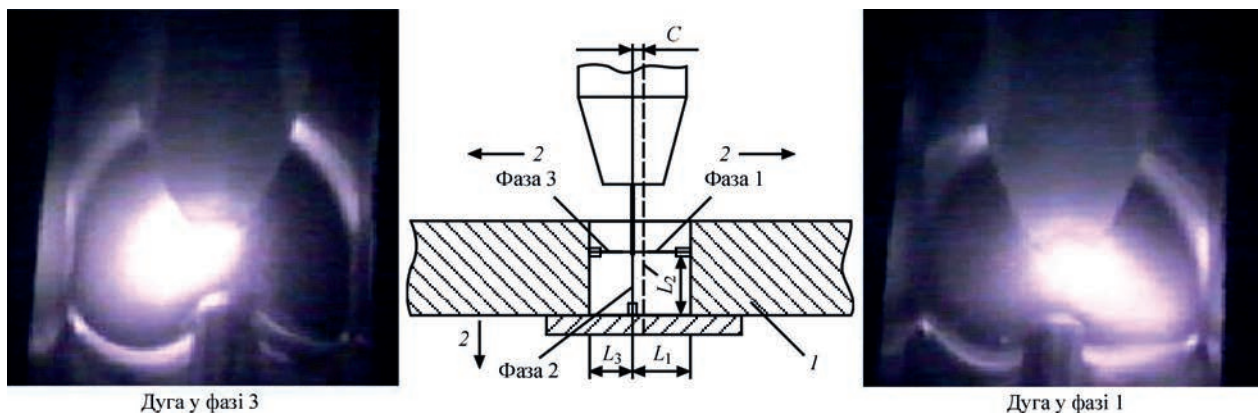


Рис. 2. Положення стовпа дуги при скануванні зовнішнім магнітним полем: 1 – зварювальні деталі; →2 – скануюча дуга в фазі 1 «відхилення вправо»; ↓2 – скануюча дуга в фазі 2 «без відхилення»; ←2 – скануюча дуга в фазі 3 «відхилення вліво»; 3 – пальник з вольфрамовим електродом; L_1, L_2, L_3 – довжини стовпа дуги в різних фазах сканування

Слід зазначити, що використовуючи систему стеження з керованим стовпом дуги за допомогою зовнішнього магнітного поля, при ТІГ зварюванні, можна створювати зварювальні апарати з автоматичним наведенням електрода на зварюваний стик для великої кількості видів стиків, що мають розміри зони стеження менші за довжину стовпа дуги. Для прикладу розглянемо зміну параметрів зварювальної дуги при ТІГ зварюванні в щільне розкриття крайок із застосуванням системи стеження, заснованої на керуванні положенням стовпа дуги за допомогою зовнішнього керованого магнітного поля, яке забезпечує поперечне сканування зварного стику [5, 7].

На рис. 2 показано положення електрода та стовпа дуги при скануванні стику зварювальних деталей (поперечне сканування розкриття крайок). Електрод має відхилення від вісі розкриття крайок на величину $C = L_1 - L_3$.

Найбільш доцільно аналізувати параметри напруг стовпа дуги у трьох фазах (точках): фаза 1 – крайнє праве положення; фаза 2 – середнє положення; фаза 3 – крайнє лівє положення.

Ці положення фази показані на рис. 2.

Якщо $L_1 \neq L_3$, то і напруга $U_{\text{фаза 1}} \neq U_{\text{фаза 3}}$, а різниця між цими напругами дасть інформацію про відхилення кінця електрода від вісі розкриття крайок.

Напруга на дузі в фазах 1 і 3 визначається відстанню від кінця електрода до металу, що зварюється. Різниця напруг ΔU між фазами 1 і 3 дуги дорівнює:

$$\Delta U = U_{\text{фаза 1}} - U_{\text{фаза 3}} = (U_n + K_g \cdot L_1) - (U_n + K_g \cdot L_3) = K_g \cdot (L_1 - L_3) = K_g \cdot C,$$

де U_n – сума прианодної та прикатодної напруги; K_g – коефіцієнт перерахунку довжини дуги в падіння напруги на стовпі дуги; C – різниця довжин стовпів дуг, $C = L_1 - L_3$. З іншого боку $C = \Delta U / K_g$.

Отримана інформація про відхилення електрода щодо вісі стику дозволяє приймати рішення про корекцію електрода в горизонтальній площині.

Аналізуючи напругу, виміряну у фазі 2 ($U_{\text{фаза 2}} = U_n + K_g \cdot L_2$), можна визначити довжину дуги по висоті та коригувати електрод у вертикальній площині. Швидкість сканування повинна знаходитися в таких межах, щоб інформаційний сигнал про зміщення електрода був стабільний, без ефекту розмивання дуги.

Використовуючи результати виміру напруги дуги в трьох фазах, можливо створити двохкоординатну систему стеження за стиком (віссю розкриття крайок та довжиною дуги), яка буде утримувати електрод в необхідному положенні під час зварювання. В ІЕЗ ім. Є.О. Патона була створена установка для зварювання листів титану (Ті) товщиною до 100 мм з використання системи сте-



Рис. 3. Макрошліф зварного з'єднання сплаву АТЗ завтовшки 110 мм ($I_{\text{зв}} = 420$ А, $U_{\text{д}} = 13$ В, $V = 8$ м/год)

ження, в якій був задіяний принцип керування стовпом дуги за допомогою магнітного поля [8, 9]. Установка успішно працювала на промислових підприємствах. Отримані за допомогою цієї установки результати були якісними, що видно на макрошліфах зварного з'єднання, (рис. 3) [7].

Для зварювання виробів з іншим типом розкриття крайок, технічний підхід до вирішення задачі стеження залишається таким самим, змінюються тільки техніка розрахунку величини відхилень. Як приклад, можна розглянути розрахунок величини відхилення при зварюванні в «човник».

На рис. 4 представлена схема зварювання в «човник», де відхилення розраховується за формулою:

$$C = (U_{B1} - U_{B2}) \cdot \sin 45^\circ \cdot K_g$$

Приведені розрахунки приблизні та спрощені, але вони дають загальну картину отримання сигналів для систем стеження. Подібні розрахунки можна проводити і для інших конфігурацій розкриття крайок.

Керування стовпом дуги (коливання, обертання, тощо) зовнішнім магнітним полем, що створюється електромагнітом, дозволяє задавати різноманітні закони відхилення стовпа дуги при високій динаміці цього процесу, так як дуга є мало-інерційним стовпом плазми.

Використовуючи можливості динамічного керування стовпом дуги, можна мінімізувати деякі дефекти, що виникають при дуговому зварюванні, наприклад прибирати підрізи, напливи та інше.

Експерименти з різними частотами керування положенням стовпа дуги в діапазоні від 0,5 до 100 Гц показали, що при частотах вище 30 Гц відбувається «розмивання» стовпа дуги по всій амплітуді коливань (обертань), а це може зашкодити в отриманні інформації про положення дуги.

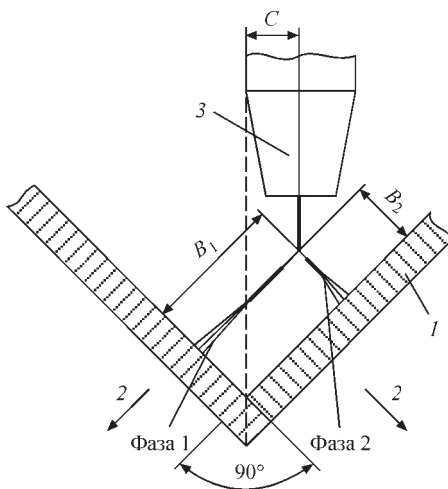


Рис. 4. Схема зварювання в «човник»: 1 – зварювальні деталі; 2 – сканоюча дуга в фазі «відхилення вправо»; 2 – сканоюча дуга в фазі 1 «відхилення вліво»; 3 – пальник з вольфрамовим електродом; B_1 , B_2 – довжина стовпа дуги в різних фазах сканування; C – відхилення електроду від вісі розкриття крайок

При частотах нижче 10 Гц стовп дуги встигає стабілізуватися в кожній точці сканування, даючи можливість отримувати інформацію про параметри стовпа дуги в цій точці, що дозволяє отримувати достовірну інформацію про профіль розкриття крайок об'єкта, який сканується.

Маючи інформацію про форму розкриття крайок та положення кінця електроду щодо вісі розкриття, можна виготовляти інтелектуальні системи наведення електроду на стик і отримувати в результаті зварювання дуже якісні з'єднання, використовуючи технологію зварювання скануючою дугою. Ці системи доцільно застосовувати при зварюванні довгих прямолінійних та криволінійних швів при умові, що розмір зони сканування, яка потрібна для відслідковування, не перевершує 10 мм. При більшому розмірі розкриття треба використовувати інші системи стеження.

Розглянемо інший варіант сканування зони сполучення зварюваних деталей заснований на принципі переміщення кінця електроду за допомогою механічних пристроїв. В цьому варіанті механічний рух кінця електроду над розкриттям крайок переміщує зварювану дугу в зоні стику. Дуга змінює свої параметри в залежності від свого положення над стиком.

Сканування зони зварювання механічним переміщенням кінця електроду використовується у випадках, коли зварювання ведеться короткою дугою (наприклад, в CO_2), а зона сканування перевищує довжину стовпа дуги. Переміщення кінця електроду, при скануючих рухах, може здійснюватися механізмами руху на основі електродвигунів, електромагнітів або газовим струменем.

Сам рух кінця електроду може бути як коливальним – поперек зварюваного стику, так і обертальним над зоною стику зварювальних виробів. Амплітуда сканування може бути сталою або змінною, в залежності від вимог до технології зварювання конкретних конструкцій. При механічному переміщенні кінця електроду дуга буде переміщатися за електродом, скануючи зварювальний стик. При цьому відбувається зміна взаємного розташування кінця скануючого електроду і стику виробу, що приводить до зміни параметрів зварювальної дуги в різних фазах сканування. Аналіз параметрів дуги в різних точках сканування дозволяє сформувати команди корекції вісі пальника відносно вісі розкриття крайок та відслідковувати стик на всій довжині зварного шву.

В основному системи стеження з механічним скануванням використовуються в MAG зварюванні, в захисних газах CO_2 , Ar, або сумішах газів.

В технологіях MAG зварювання, використовуються джерела з достатньо жорсткою вольтамперною характеристикою, тому основним інфор-

маційним носієм сигналу зворотного зв'язку буде динаміка зміни зварювального струму, а довжина дуги і відповідно напруга на ній є допоміжною інформацією [4, 6, 10].

Розглянемо принцип отримання сигналу при поперечному скануванні зони сполучення зварювальних деталей рухливим кінцем електрода при використанні технології MAG зварювання.

Для прикладу розглянемо зварювання виробу з глибоким розкриттям крайок, представлене на рис. 5.

При механічному скануванні розкриття крайок, довжина дуги практично не змінюється ($L_{g1} \sim L_{g2} \sim L_{g3}$) [6]. Змінюється тільки виліт електрода, а так як це динамічний процес, то при наїзді на крайку буде

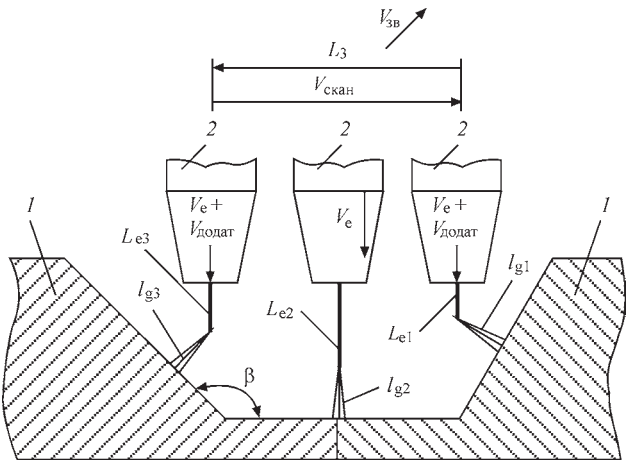


Рис. 5. Зварювання виробу з глибоким розкриттям крайок : 1 – зварювальні деталі; 2 – скануючий пальник; L_{e1} – виліт електрода у фазі 1; L_{g1} – дуга електрода у фазі 1; L_{e2} – виліт електрода у фазі 2; L_{g2} – дуга електрода у фазі 2; L_{e3} – виліт електрода у фазі 3; L_{g3} – дуга електрода у фазі 3

змінюватися відносна швидкість подавання електродного дроту. Це ілюструється рис. 6.

Швидкість плавлення дорівнює сумі швидкості подачі електрода і доданий швидкості:

$$V_{\text{плавлення}} = V_{\text{е подачі}} \pm \Delta V_{\text{додаток}}$$

З наведеної формули видно, що відносна швидкість подачі зварювального дроту, при наїзді на крайку, зростає на

$$\Delta V_{\text{додаток}} = V_{\text{скан}} \cdot \text{tg } \beta,$$

що приводить до зростання зварювального струму на

$$\Delta I = K_{\text{т}} \cdot \Delta V_{\text{додаток}}$$

де $K_{\text{т}}$ – коефіцієнт залежності струму від швидкості подачі зварювального дроту, а при протилежному русі електрода відносна швидкість подачі зварювального дроту зменшується, що приводить до зниження зварювального струму. При наїзді на крайку зварювальний струм зростає приблизно на 10...35 % від номіналу.

Зміна струму при наїзді та з'їзді з крайки виглядатиме приблизно так, як показано на рис. 6.

Для розрахунку необхідної швидкості скануючого переміщення пальника треба врахувати величину сплеску струму, який гарантовано виділить система стеження. Знаючи конфігурацію розкриття крайок, параметри струму та напруги, величину необхідного сплеску струму, можна розрахувати швидкість скануючого переміщення пальника. На практиці ця швидкість дорівнює 10...35 мм/с.

Аналізуючи характер зміни струму при скануванні розкриття крайок зварювальним електродом можна вирахувати розміри розкриття та його положення відносно вісі переміщення зварювального апарату.

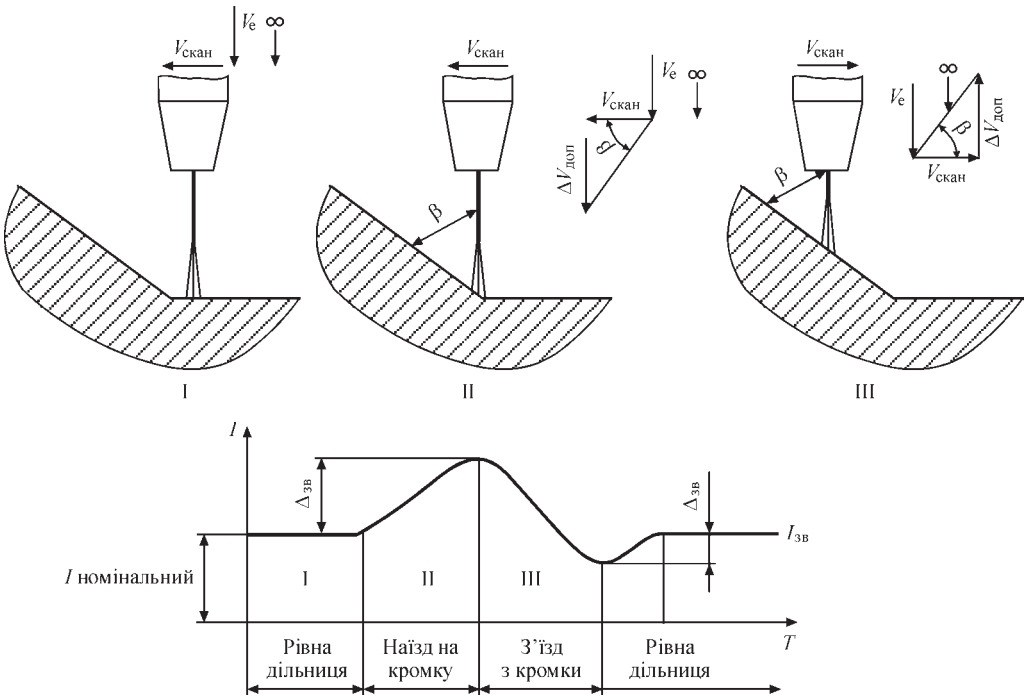


Рис. 6. Зміна відносної швидкості подавання електродного дроту

Значною перевагою цієї системи стеження може стати можливість оцінки ширини розкриття крайок під час зварювання. За умови, що скануючий рух електрода поперек розкриття відбувається від крайки до крайки, можна отримувати інформацію про амплітуду коливань пальника. Цю інформацію можна використовувати для корекції швидкості зварювання, що дозволить заповнювати розкриття на задану глибину при непостійній ширині розкриття по всій довжині зварного шва (рис. 7).

Наприклад, при зменшенні амплітуди коливання пальника для підтримування однакової глибини наплавлення $h' = h''$, необхідно збільшити швидкість зварювання на необхідну величину. Змінюючи швидкість $V_{зв}$ в залежності від ширини коливань пальника (ширини розкриття крайок), можливо заповнювати розкриття на необхідну висоту, а це дозволяє якісно зварювати деталі за допомогою багатопрхідної технології зварювання.

Ця система дає можливість зварювати деталі, які мають криволінійну лінію сполучення та розкриття крайок зі змінним перетином по довжині шва і навіть робити автоматичне багатопрхідне зварювання складного розкриття із нормованим заповненням. Закінчувати зварювання (класти останній шов – посилення) можна спираючись на інформацію, отриману при зварюванні попереднього проходу за допомогою системи запам'ятовування параметрів попереднього проходу та відтворення його з необхідною корекцією.

На рис. 7 показаний приклад заповнення змінним по ширині розкриттям крайок за три проходи: I – широке розкриття; II – середнє розкриття; III – вузьке розкриття

направленням та шириною розкриття, а також показано перетин розкриття з різною шириною, чим ширше розкриття, тим повільніше повинна бути швидкість зварювання.

Така технологія зварювання була успішно реалізована спеціалістами ІЕЗ ім. Є.О. Патона при зварюванні довгих криволінійних швів з товстого прокату 20...50 мм, ширина розкриття крайок змінювалась від 10 до 50 мм, шов зварювався в три проходи. Перші два проходи давали заповнення розкриття по 10...20 мм, останній прохід проводився на базі інформації, яка попереднього запам'ятовувалась на другому проході.

Створення системи стеження на принципі поперечного механічного коливання пальника з можливістю забезпечення зміни зони коливання її ширини і положення по всій довжині шва, де пошуківі коливання та корекція здійснюються лише одним пристроєм – механізмом поперечного пересування пальника, вимагає застосування швидкодіючої схеми вимірювання параметрів дуги та високошвидкісного мало-інерційного механізму коливань. Ця система стеження дозволяє створити зварювальну апаратуру з можливостями адаптації при автоматичному зварюванні в умовах неможливості забезпечення рівномірної конфігурації розкриття крайок по довжині.

Сканування обертанням електрода.

Дуже перспективним для автоматизації зварювання швів зі складною траєкторією розкриття крайок є система стеження з круговим скануючим рухом електрода. У цій системі електрод переміщується по колу над віссю розкриття. Знімаючи

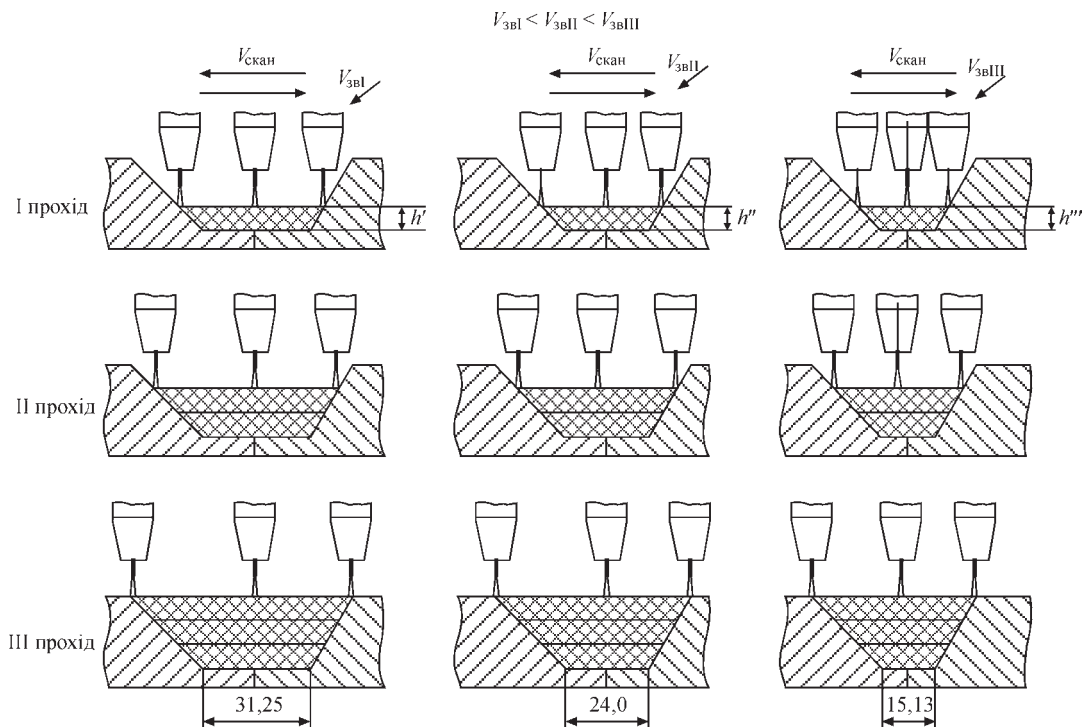


Рис. 7. Зварювання змінного по ширині розкриття крайок за три проходи: I – широке розкриття; II – середнє розкриття; III – вузьке розкриття

інформацію про параметри зварювальної дуги та фазу положення кінця електрода, система стеження утримує центр обертання електрода на вісі розкриття крайок. Це дозволяє відстежувати та заварювати криволінійні шви складної траєкторії.

Розглянемо принцип одержання інформації для цієї системи стеження за розкриттям крайок, спираючись на рис. 8.

На рис. 8 зображено фази руху пальника. Аналізуючи інформацію, одержану при обробці сигналів, що виникають у процесі сканування розкриття крайок в точках А, Б, С, Д і знаючи координати точок відліку обертання електрода (1, 2, 3, 4), можна створити систему наведення вісі

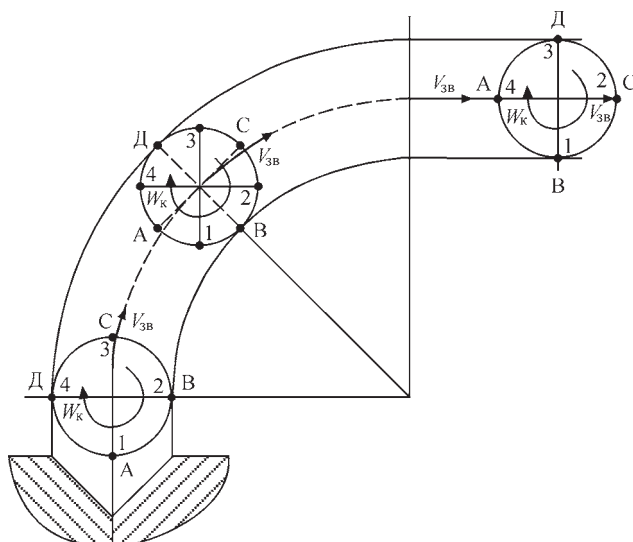


Рис. 8. Система стеження з круговим скануючим рухом електрода: W_k – швидкість кутового скануючого руху кінця зварювального дроту; V_{zv} – швидкість, у напрямку зварювання; 1, 2, 3, 4 – координати відліку кутового скануючого руху електрода; А, Б, С, Д – характерні точки, в яких з’являються сигнали, що обумовлюють розташування розкриття крайок при круговому скануючому переміщенню кінця зварювального дроту відносно розкриття крайок

обертання електрода на вісь розкриття крайок під час зварювання криволінійних швів.

Технологічні особливості дугового зварювання із застосуванням сканування зварюваного стику дугою.

Скануючий рух дуги призводить до перемішування та коливання розплавленого металу в зварювальній ванні [8–10]. Це позитивно позначається на якості шва, що формується. Структура металу шва стає більш рівномірною за перерізом та більш дрібнокристалічною, що можна побачити аналізуючи макрошліфи на рис. 9.

Зварювальна дуга в цьому процесі є зовні керованим елементом, що дає можливість налаштування скануючих рухів, так щоб дуга гарантовано проплавляла обидві крайки стику для забезпечення надійного їх сплавлення між собою. Процес сканування дугою дозволяє мінімізувати ефект магнітного дуття, ефект інтенсивного плавлення, більш нагрітої крайки до якої тягнеться стовп дуги і найголовніше – дозволяє точно відстежувати положення розкриття крайок в процесі зварювання. Приклад сплавлення двох крайок в процесі зварювання зі скануючою дугою показано на рис. 10 [9].

Керуючи швидкістю коливання електрода впоперек зварювального шва, а також маючи можливість уповільнення, прискорення, зупинки електрода в будь-якій точці сканування, з’являється можливість змінювати в широких межах форму накладеного шва. Як приклад, з’являється можливість усунення ефекту підрізу крайок шва при зварюванні деталей зі складними геометричними формами розкриття крайок.

Зварювання з використанням скануючих рухів зі змінними законами переміщення кінця зварювального дроту дозволяє імітувати рух пальника висококваліфікованого зварника, отримувати якісні з’єднання при автоматичному зварюванні.

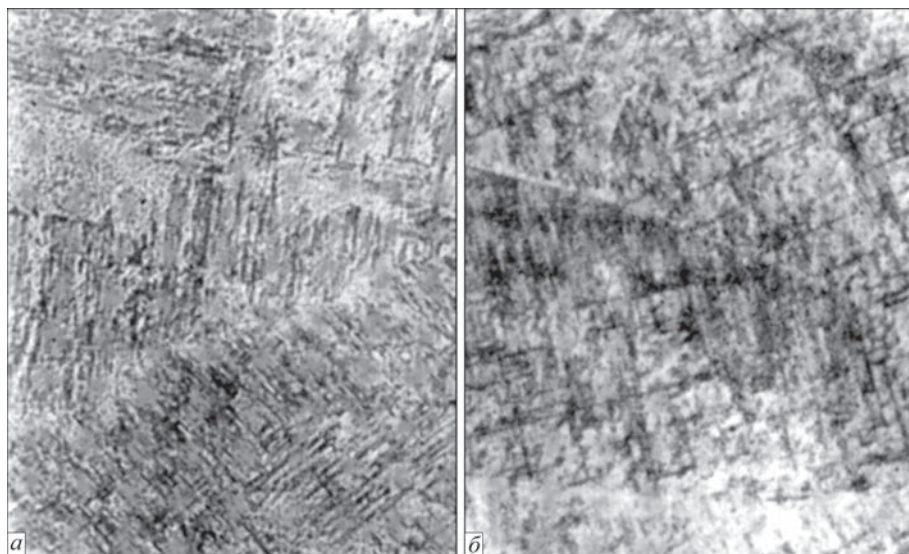


Рис. 9. Мікроструктура ($\times 400$, зменш. 2/3 шва, зробленого на сплаві ВТ1-00 ($I_{zv} = 420$ А, $U_d = 13$ В, $V = 8$ м/год): а – зварювання із застосуванням магнітного поля ($f_m = 30$ Гц); б – без магнітного поля

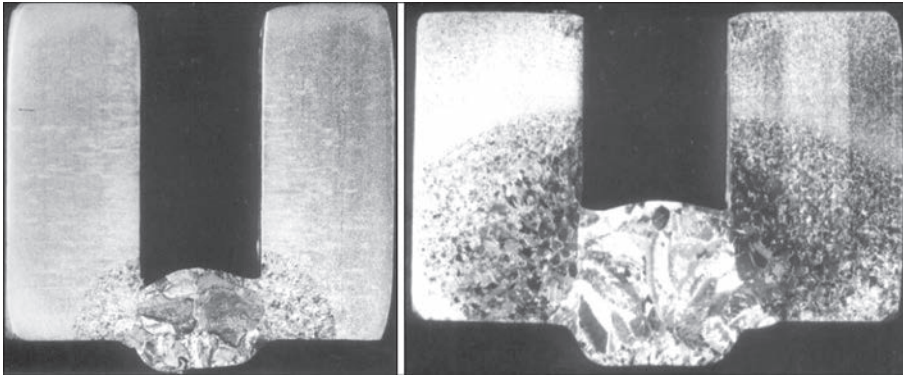


Рис. 10. Зварний шов. Режим зварювання: $I_{зв} = 460$ А, $V_{зв} = 5$ м/год, частота керування магнітним полем, $W = 4$ Гц, величина магнітної індукції в зоні зварювання $B = 7$ мТл

Оригінальні технології зварювання та наплавлення з використанням скануючої дуги.

Представляє великий інтерес перспективна технологія зварювання тонколистового металу без підкладки з можливими зазорами в місці стику листів, яка дозволяє реалізувати система стеження зі скануючою дугою.

Керована дуга під час зварювання гарантовано перекидається з однієї крайки на іншу і завжди плавить обидві крайки листа, що зварюються, тому листи сплавляються по всій довжині. При скануванні дугою можливо вимірювати ширину зазору між крайками, це дозволяє коригувати швидкість зварювання для формування якісного шва.

Варіанти MAG зварювання тонколистового металу показано на рис. 11.

У першому варіанті без сканування, дуга може «приклеїтись» до більш нагрітої крайки і плавити її, при цьому не утворюючи сплавлення з іншою крайкою, що призведе до виникнення наскрізного отвору. У другому варіанті зі скануванням, дуга плавить обидві крайки, при цьому отримуємо умови формування якісного шва.

Проведені експерименти показали можливість отримання якісного шва при зварюванні двох листів у стик без підкладки завтовшки 3 мм при зазорі між листами від 0 до 3 мм. Це зварювання виконувалося на установці, оснащений зварювальною головкою з системою стеження. Пальник був розрахований на MAG зварювання з плавким

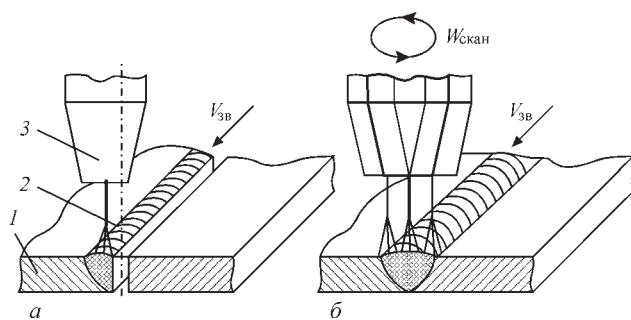


Рис. 11. MAG зварювання тонколистового металу: а – зварювання без скануючих рухів пальника (дуга перекинулася на одну із крайок і плавить тільки її в зоні стику); б – зварювання зі скануючими рухами пальника поперек стику або по колу

електродом (дріт діаметром 0,8...1,0 мм) і пошуковим рухом електрода, по колу діаметром 5 мм відносно вісі пальника.

Результати, одержані при зварюванні на цій установці показали, що система стеження зі скануючою дугою може зварювати тонкі листи металу з максимальним зазором рівним товщині металу, що зварюється без підкладки з хорошим формуванням зварного шва.

Нові технології зварювання можуть використовувати скануючу дугу для покращення якості зварного з'єднання та як основу системи стеження.

Одним із варіантів системи стеження скануючим стовпом дуги є зварювання вольфрамовим електродом у середовищі Ar або сумішах Ar + He. У цьому середовищі зварювальна дуга досить довга і еластична, відсутнє розбризкування крапель електродного металу. Сканування зони сполучення здійснюється переміщенням стовпа дуги перпендикулярно (поперек) стику або його обертання відносно стику під дією зовнішнього магнітного поля.

Нові можливості зварювання листів металу з системою стеження відкриває можливість використання інформації про положення стику відносно зварювальної дуги і зумовлено тепловими процесами в зварювальних деталях, та їх впливу на параметри дуги. Тобто зміна параметрів дуги в процесі поперечного сканування виникає за рахунок ефекту відбиття тепла від адіабатичної межі, що виникла на стику двох листів металу, що зварюються.

Якщо листи металу щільно притиснуті один до одного, все одно залишається зазор між ними, який і забезпечує ефект відбиття тепла. На рис. 12 показані фази поперечного сканування «беззазорного» стикового з'єднання та форму розплавленого металу в зоні стику під час його сканування [10].

Параметри дуги стрибкоподібно змінюються при заході стовпа дуги на зону стику пластин (переході з фази II у фазу III). Це викликано ефектом збільшення глибини проплавлення першої пластини, на якій горить дуга відбитим від адіабатичної межі теплом. Глибина проплавлення першої пластини збільшується майже вдвічі в районі стику.

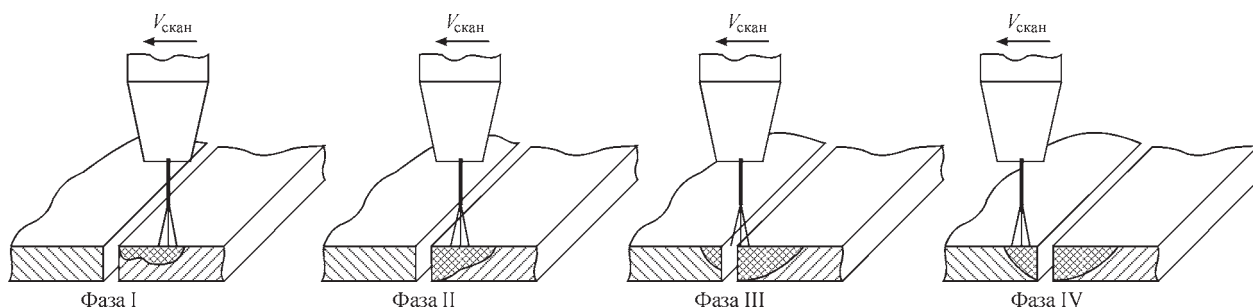


Рис. 12. Фази поперечного сканування «беззазорного» стикового з'єднання

Друга пластина залишається непрогрітою, поки на неї не перекинеться стовп дуги.

При перекиданні стовпа дуги на другу пластину відбувається зміна параметрів дуги. Зафіксувавши цю зміну та знаючи фазу руху стовпа дуги, можна отримати інформацію про положення стику щодо електрода та корегувати положення електрода відносно лінії стику деталей.

Оригінальні зварювальні технології дозволяють отримати нові ефекти при виділенні сигналу стеження для скануючої системи наведення електрода на стик при застосуванні активуючого флюсу, яким можна змастити торці листів металу, що зварюються в стик, при зварюванні без зазору. При проходженні дуги над місцем накладання флюсу параметри дуги змінюються, а це дає інформацію для отримання сигналу, який можна використовувати для корекції зварювальної головки.

Принцип дії механізмів, які забезпечують скануючий рух зварювальної дуги.

Одним з основних вузлів систем стеження, що використовують скануючу дугу, є вузол, який забезпечує скануючий рух стовпа дуги, чи кінця електрода.

Розглянемо механізми, що забезпечують пошуковий рух стовпа дуги під час дугового зварювання зі скануванням розкриття крайок.

Сканування стовпом дуги, керованого магнітним полем.

Відхилення стовпа дуги можливе зовнішнім магнітним полем, газовим струменем та ін.

При впливі на зварювальну дугу магнітного поля стовп дуги підпорядковується законам взаємодії магнітного поля і провідника зі струмом, у якого зафіксований один кінець на торці електрода, а другий може вільно переміщуватись по зварювальній деталі.

Керуюче зовнішнє магнітне поле може бути створене електромагнітом чи постійним магнітом, або їхньої комбінацією.

Керуюче магнітне поле відхиляє стовп дуги, що дозволяє отримати інформацію в точках відхилення дуги. Аналізуючи параметри дуги, можна здійснювати корекцію пальника щодо розкриття крайок.

При необхідності можна створити складне магнітне поле, що керує стовпом дуги на основі набору електромагнітів, яке може забезпечити різні закони переміщення стовпа дуги (на-

приклад, круговий рух з зупинками в необхідних точках і т.п.)

Максимальна і мінімальна (тобто діапазон зміни) довжини стовпа зварювальної дуги при TIG зварюванні залежить від обраної технології, складу захисного газу, властивостей зварювального джерела, матеріалів електрода і форми розкриття крайок. При TIG зварюванні в середовищі Ar і сумішах, довжина дуги може змінюватись від 2...10 мм та більше.

Одним з основних переваг способу магнітного керування положенням стовпа дуги, є відсутність рухливих частин і механізмів. Положення стовпа дуги визначається:

- величиною струму дуги;
- величиною магнітного поля, що впливає на стовп дуги;
- конфігурацією виробу поблизу зварювального електрода (формою розкриття крайок);
- місцем знаходження кінця електрода, щодо зварювальної деталі.

Знаючи основні параметри дуги та електромагніту, який впливає на стовп дуги, можна створити надійну та гнучку систему керування положенням стовпа дуги, що забезпечить коливальні або обертальні рухи стовпа дуги. Для керування електромагнітами можна використовувати мікропроцесорну схему з силовими ключами на виході [9, 11].

Сканування за рахунок механічного переміщення кінця електрода.

Ще одним способом забезпечення скануючих рухів дуги є кероване переміщення кінця електрода відносно зварювальної деталі.

Для прикладу розглянемо декілька механізмів, які забезпечують кероване переміщення кінця електрода.

Простий та надійний механізм коливання (обертання) кінця електрода є механізми із застосуванням керованого магнітного поля, що впливає на провідник зі струмом. Принцип дії механізму при TIG зварюванні показано на рис. 13.

Магнітне поле, яке проходить перпендикулярно електроду, відхиляє вольфрамовий електрод довжиною до 150 мм, нагрітий зварювальним струмом, що проходить крізь нього. Величина відхилення кінця електрода залежить від струму,

який проходить через електрод, сили магнітного поля і гнучкості нагрітого електрода, довжини електрода та іншими факторами.

При MAG зварюванні використовується схожий принцип створення відхилення кінця електрода, тільки тут у якості провідника зі струмом використовується гнучкий направляючий канал, по якому проходить зварювальний струм та зварювальний дріт, рис. 14. Ці механізми надійні та прості, бо не мають поверхонь тертя та електродвигунів.

Більш складні механізми для скануючого переміщення кінця електрода, можуть бути збудованими на основні механізмів, оснащеними електродвигунами.

Для багатопрорізного зварювання в розкриття крайок завширшки більше 5...10 мм застосовуються коливачі, виготовлені на основі керованих реверсних механізмів, оснащених електродвигунами. Один з варіантів зображено на рис. 15. Переміщення електрода поперек розкриття крайок забезпечується механізмом лінійного переміщення, в якому швидкість та напрям руху пальника задає електродвигун, найчастіше шаговий. В процесі зварювання зі скануванням, пальник здійснює коливальні рухи від однієї крайки до іншої.

Цей механізм може мати досить великий хід, щоб виконувати одночасно дві функції: коректора вісі колювання пальника щодо вісі розкриття крайок, тобто виконувати функцію стеження за напрямом; вимірювання ширини розкриття крайок. Якщо переміщення

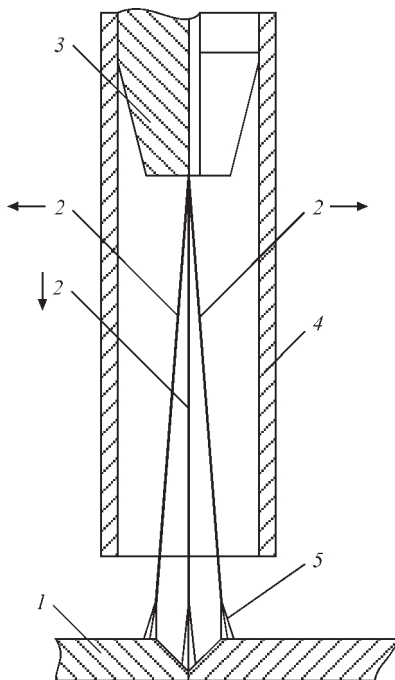


Рис. 13. Варіант принципу дії механізму при TIG зварюванні: 1 – зварювальні деталі; 2 – вольфрамовий електрод в положенні «без відхилення»; 2 – вольфрамовий електрод в положенні «крайне праве»; 2 – вольфрамовий електрод в положенні «крайне ліве»; 3 – затискач вольфрамового електрода пальника; 4 – сопло пальника; 5 – дуга

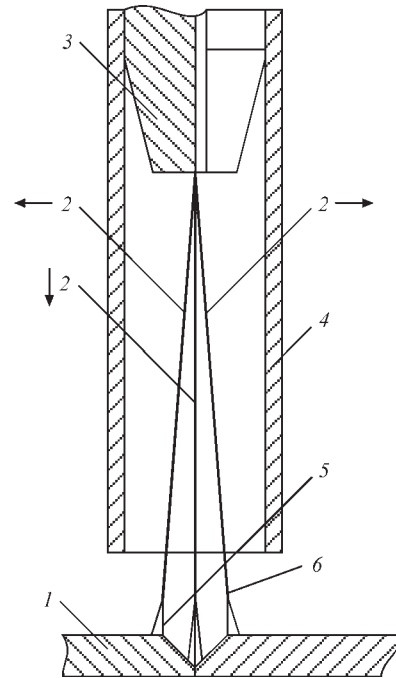


Рис. 14. Варіант принципу дії механізму при MAG зварюванні: 1 – зварювальні деталі; 2 – направляючий канал в положенні «крайне праве»; 2 – направляючий канал в положенні «без відхилення»; 2 – направляючий канал не гнучкий в положенні «відхилення вліво»; 3 – наконечник пальника; 4 – сопло пальника; 5 – дуга; 6 – зварювальний дріт

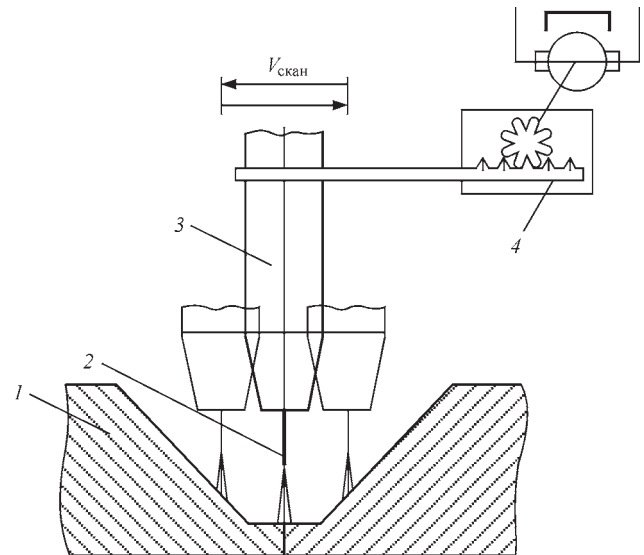


Рис. 15. Коливальний механізм для зварювання: 1 – зварювальна деталь; 2 – електрод; 3 – пальник; 4 – механізм колювань

кінця електрода може мати невелику зону сканування, достатньою для отримання сигналу слідкування, доцільно застосовувати механізм обертання електрода. Переміщення кінця електрода по колу здійснюється за допомогою того, що зварювальний дріт виходить з ексцентрично просвердленого наконечника горілки, який обертається разом зі стержнем пальника за допомогою електродвигуна.

Система розроблена та апробована в ІЕЗ ім. Є.О. Патона на принципі сканування ліній стику деталей електродом, що швидко обертається, з

відстеженням розкриття крайок зварювального виробу шириною від 2...5 мм, глибиною 5 мм, при відхиленні від напрямку руху апарата на кут до 30°.

Слід зазначити, що в рамках однієї статті неможливо охопити усі проблеми, які виникають при розробці, виготовленні та експлуатації систем слідкування з використанням скануючої дуги, тому тут розглядалися основні перспективні системи.

Принцип побудови електронних схем системи стеження з використанням скануючої дуги буде розглянуто в наступних публікаціях.

Висновки

1. Отримання якісного зварного з'єднання при дуговій технології зварювання з використанням автоматів та роботів можливе тільки при застосуванні слідкуючих систем.

2. Найбільш перспективними слідкуючими системами можуть стати системи стеження, в яких датчиком зворотного зв'язку є скануюча дуга.

3. Впровадження в промисловість автоматів та роботів, в яких використовуються інтелектуальні алгоритми обробки сигналів з дуги відкривають нові можливості автоматизації зварюваних процесів.

4. Системи стеження з використанням скануючої дуги нівелюють майже всі відхилення, які виникають при дуговому MiG та MaG зварюванні. Застосування цих систем потребує розробки нових технологій зварювання, які дозволять підвищити не тільки рівень автоматизації процесу зварювання, але й досягти покращення якості самого зварного з'єднання.

5. Використання системи стеження даного типу зводить до мінімуму вплив людини на якість зварного з'єднання, а також зменшує вартість зварювальних робіт за рахунок автоматизації процесу.

6. Використання скануючої дуги дає поштовх до освоєння нових технологічних прийомів при дуговому зварюванні.

Список літератури

1. Ахонін С.В., Білоус В.Ю. (2023) TiG зварювання у вузький зазор сталі 20 підвищеної товщини. *Автоматичне зварювання*, 6, 21–25.

ANALYSIS OF TRACKING SYSTEMS IN WHICH THE FEEDBACK SENSOR IS A SCANNING WELDING ARC (Review)

S.V. Tkachenko, T.G. Samoilova, V.A. Tkachenko

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: patonmed@gmail.com

In arc welding technologies, arc welding machines and robots are widely used, which require application of tracking systems to orient the electrode relative to the product. Systematization and analysis of various tracking systems and description of their features and advantages are relevant. Tracking systems applied in automatic welding machines use various feedback signals, but the most accurate are signals picked up directly from the welding arc, when it is used as the measuring system sensor. The main principles of obtaining the feedback signals in arc welding are considered exactly for these systems, and their analysis is performed. 11 Ref., 15 Fig.

Key words: arc welding, welding arc, scanning arc, tracking system, arc sensor

2. Paton B.E., Zamkov V.N., Prilutsky V.P. (1996) Narrow-groove welding proves its worth on thick titanium, *Welding J.*, 5, 37–41.
3. Чвертко А.И. и др. (1981) *Оборудование для механизированной дуговой сварки и наплавки*, Машиностроение.
4. Патон Б.Е., Бельфер М.Г., Богдановский В.А. и др. (1979) *Способ автоматической дуговой сварки швов с переменной шириной разделки кромок*. А.с. 2730981 СССР.
5. Лебедев В.К. (1992) *Фізика дуги та джерела живлення (тези доповідей конференції)*. Київ, ІЕЗ ім. Є.О. Патона.
6. Ткаченко В.А. и др. (1988) *Датчик положения свариваемого стыка*. А.с. 4494893 СССР.
7. Коперсак В.М. (2019) *«Термодинаміка та теплові процеси при зварюванні»*. Київ, Літера ЛТД.
8. Ахонин С.В., Білоус В.Ю. (2010) Сварка в узкий зазор высокопрочных титановых сплавов толщиной до 110 мм. *Автоматическая сварка*, 5, 44–48.
9. Ободянський А.В., Золотарів І.А. (1972) *Зварювальний посібник зі зварювання сталей*. Дніпропетровськ, Вид-во Промінь.
10. Кучук-Яценко С.И. и др. (1981) *Состояние и тенденции развития сварки дугой, вращающейся в магнитном поле*. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона.
11. Paton, B.E., Zamkov, V.N., Prilutsky, V.P. (1996) Narrow-Groove Welding Proves Its Worth on Thick Titanium. *Welding J.*, 5, 37–41.

References

1. Akhonin, S.V., Bilous, V.Yu. (2023) Narrow-gap TIG welding of thick steel 20. *The Paton Welding J.*, 6, 18–23.
2. Paton B.E., Zamkov V.N., Prilutsky V.P. (1996) Narrow-groove welding proves its worth on thick titanium, *Welding J.*, 5, 37–41.
3. Chvertko, O.I. etc. (1981) *Mechanized Arc Welding and Surfacing Equipment*. Mashinostroenie [in Russian].
4. Paton, B.E., Belfor, M.G., Bogdanovsky, V.A. et al. (1979) *Method of automatic arc welding with variable edge width of welds*. USSR author's cert. 2730981. Application 02.28.1979 [in Russian].
5. Lebedev, V.K. (1992) *Arc physics and power sources (Abstr. of Conf. Papers)*, Kyiv, PWI.
6. Tkachenko, V.A. et al. (1988) *Position sensor of the welded joint*. USSR author's cert. 4494893. Application 10.17.1988 [in Russian].
7. Kopersak, V.M. (2019) *Thermodynamics and thermal processes in welding*. Kyiv, Litera Ltd [in Ukrainian].
8. Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Romanyuk, V.S. et al. (2010) Narrow-gap welding of up to 110 mm thick high-strength titanium alloys. *The Paton Welding J.*, 5, 34–37.
9. Obodianskyi, A.V., Zolotariv, I.A. (1972) *Reference book on welding of steels*. Dnipropetrovsk, Promin [in Ukrainian].
10. Kuchuk-Yatsenko, S.I. et al. (1981) *The state-of-the-art and tendencies of the development of magnetically impelled arc welding*. Kyiv, PWI [in Russian].
11. Paton, B.E., Zamkov, V.N., Prilutsky, V. P. (1996) Narrow-groove welding proves its worth on thick titanium. *Welding J.*, 5, 37–41.

Отримано 03.11.2023

Отримано у переглянутому вигляді 24.11.2023

Прийнято 08.12.2023

ТЕРМІЧНІ ЦИКЛИ І МІКРОСТРУКТУРА З'ЄДНАНЬ ПРИ КОНТАКТНОМУ СТИКОВОМУ ЗВАРЮВАННІ ОПЛАВЛЕННЯМ РЕЙОК ІЗ СТАЛЕЙ 110Г13Л І К76Ф ЧЕРЕЗ ПРОМІЖНУ ВСТАВКУ ІЗ СТАЛІ 08Х18Н10Т

О.В. Кавуніченко¹, І.В. Зяхор¹, Ю.А. Шило¹, А.М. Левчук¹, Є.В. Антіпін¹, Andrew Fong²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: avkava@gmail.com

²Yardway Railquip Limited, Unit A5, 29/F., TML Tower, 3 Hoi Shing Road, Tsuen Wan, N.T., Hong Kong

У статті наведено результати дослідження вибору температурно-часових та енергосилових параметрів при контактному стиковому зварюванні осердя залізничних хрестовин (сталь 110Г13Л) з рейковою сталлю (К76Ф) через проміжну хромо-нікелеву аустенітну вставку (08Х18Н10Т). За допомогою алгоритму чисельного вирішення тривимірного рівняння теплопровідності при початкових і граничних умовах, відповідних до реальних умов зварювання зразків, отримано термічні цикли при КСЗО сталі марки К76Ф із аустенітною сталлю 08Х18Н10Т та сталі 110Г13Л із аустенітною сталлю 08Х18Н10Т і розподіл температури у зварних стиках (у зоні термічного впливу для обох сталей). Визначено діапазони зміни основних технологічних параметрів процесу КСЗО, при яких у процесі оплавлення рейок із сталей К76Ф, 110Г13Л та 08Х18Н10Т забезпечується їх рівномірне нагрівання по перерізу та довжині, достатнє для виконання деформації на задану величину при осадці. Бібліогр. 13, табл. 4, рис. 11.

Ключові слова: контактне стикове зварювання оплавленням, залізничні хрестовини, рейкова сталь, пульсуюче оплавлення

Вступ. Розробка різних способів зварювання дозволила вирішити багато проблем, характерних для виробництва виробів з металевих матеріалів. Сучасне машинобудування немислимо без зварювальних технологій та інших процесів, що супроводжуються плавленням матеріалів. Одна з найбільш складних проблем пов'язана з формуванням нероз'ємних комбінованих конструкцій, елементи яких виготовлені з різних за складом матеріалів [1].

Існують вироби відповідального призначення, що визначають безпеку залізничного транспорту. Одним із найхарактерніших прикладів у цій галузі є зварні хрестовини, при формуванні яких використовується три типи сталей [2–4].

Спосіб отримання нероз'ємних з'єднань, заснований на використанні технології контактної стикового зварювання хрестовин із сталі 110Г13Л із залізничними рейками, значною мірою усуває недоліки, характерні для роз'ємних конструкцій. Така технологія використовується європейськими та українськими виробниками стрілочних переводів. Технологічний процес полягає в послідовному зварюванні елементів з високомарганцевистої та хромо-нікелевої сталей, а потім і рейкової сталі. Без застосування проміжних вставок зі сталі 08Х18Н10Т якість з'єднання сталі 110Г13Л та рейкової сталі, що різко відрізняються за хімічним складом та відносяться до різних структурних класів, не відповідає умовам експлуатації стрілочних переводів.

Заміна сталі мартенівського виробництва на конверторну сталь вимагає удосконалення технології контактної стикового зварювання оплавленням (КСЗО) осердя хрестовини із сталі 110Г13Л з рейковими закінченнями із сталі К76Ф. В Україні використовують залізничні рейки з киснево-конверторної сталі – нетермозміцнені (R260), поверхнево-загартовані (R350НТ) і поверхнево-загартовані, додатково мікролеговані перехідними металами, зокрема ванадієм (К76Ф), титаном (К76Т).

В даний час, однією з найбільш важливих частин верхньої будови колії, які використовуються в залізничній галузі, є хрестовини. Високомарганцева аустенітна сталь 110Г13Л успішно застосовується в машинобудуванні. Завдяки здатності до наклепу робочої поверхні, сталь 110Г13Л навіть в даний час є фактично безальтернативною для виготовлення виробів, що працюють під впливом ударних, ударно-абразивних навантажень і високих питомих статичних тисків, наприклад, траків гусениць тракторів, рейкових хрестовин, стрілочних переводів. Поряд з унікальними властивостями, сталь має досить невисоку вартість, тому її застосування має беззаперечні переваги.

Високомарганцева сталь 110Г13Л містить 11... 13 % Mn, і є унікальною з тієї причини, що поєднує високу в'язкість і пластичність з великою здатністю до зміцнення. Опір зносу залежить від

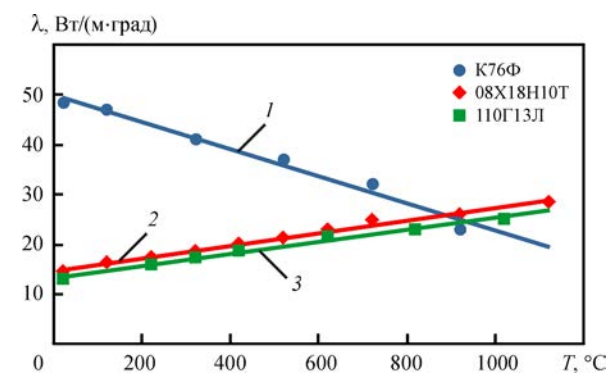


Рис. 1. Залежність коефіцієнту теплопровідності сталей, що зварюються, від температури: 1 – лінійна (K76Ф); 2 – лінійна (08X18N10T); 3 – лінійна (110Г13Л)

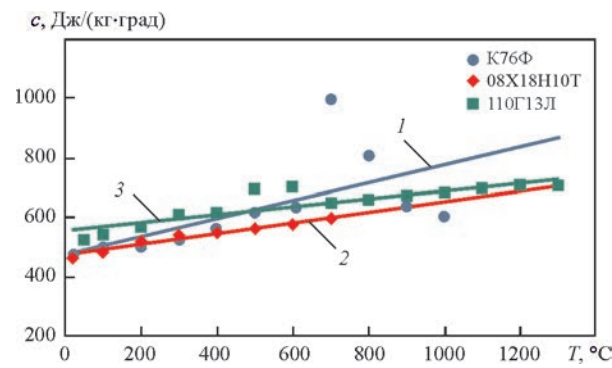


Рис. 2. Залежність питомої теплоємності сталей, що зварюються, від температури: 1 – лінійна (K76Ф); 2 – лінійна (08X18N10T); 3 – лінійна (110Г13Л)

Таблиця 1. Механічні властивості досліджуваних сталей

Марка сталі	σ_r , МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	Твердість, HV_{30}
K76Ф	485...575	1311...1368	13,5	31	370...380
110Г13Л	400	800	25	35	205...230
08X18N10T	205	510	43	45	140...150

Примітки. σ_r – границя текучості; σ_b – тимчасовий опір; δ – відносне подовження після розриву; ψ – відносне звуження після розриву.

рівня інтенсивності поверхневого зміцнення і процесу зміцнення під час роботи [5–8]. Залізничні рейки виготовлені з перлітної сталі, яка містить 0,72...0,82 % вуглецю, до 1,5 % марганцю і до 0,5 % кремнію. Фізичні властивості цих двох матеріалів створюють проблему при зварюванні завдяки різним теплофізичним (рис. 1, рис. 2) і механічним властивостям (табл. 1) [9].

Мета даної роботи – встановити вплив температурно-часових та енергосилових параметрів при контактному стиковому зварюванні оплавленням (КСЗО) на формування структури та фазового складу, механічних характеристик твердофазних з’єднань зносостійкої високомарганцевої

Таблиця 2. Хімічний склад досліджуваних сталей

Марка сталі	Масова частка хімічних елементів, %							
	C	Cr	Ni	Ti	Mn	Si	S	P
K76Ф	0,8	–	–	–	1,3	0,35	0,004	0,035
110Г13Л	1,2	1	1	–	14,5	0,8	0,05	0,12
08X18N10T	0,07	17,2	11,8	0,4	1,82	0,6	0,001	0,025

сталі 110Г13Л з рейковими сталлями через вставку із аустенітної хромонікелевої сталі.

Матеріали, методики дослідження та обладнання. Для досліджень використовували сталі, хімічний склад яких приведено в табл. 2.

Зварювання здійснювали на розробленій в ІЕЗ ім. Є.О. Патона машині K924M. Машина призначена для контактного стикового зварювання в стаціонарних умовах елементів залізничних хрестовин зі спеціальної сталі з відповідними деталями з рейкової сталі або для зварювання рейок заввишки 140...195 мм, з площею поперечного перерізу від 5000 до 15000 мм² зі зняттям ґрату безпосередньо після зварювання. З отриманих зварних з’єднань виготовляли шліфи для дослідження їх структурних особливостей. Міцність та пластичність зварних стиків, елементів стрілочних хрестовин, визначали при статичному 3-х точковому вигині на пресі гідравлічному МСП-300. Для оцінки структурних особливостей зварних з’єднань використовували методи світлової (Neophot-32), скануючої електронної мікроскопії (ОЖЕ-мікроскоп JAMP-9500F, «JEOL» із встановленим EDS-спектрометром OXFORD EDS INCA Energy 350). Твердість металу в ЗТВ зварного з’єднання вимірювали за Віккерсом на стаціонарному твердомірі NOVOTEST TC-БРВ при навантаженні $P = 300$ Н.

Прогнозування кінетики фазового стану металу зони з’єднання сталей K76Ф + 08X18N10T та 08X18N10T + 110Г13Л у процесі зварювання і охолодження зварного стика рейок здійснювали на основі чисельного аналізу температурних циклів при конкретних режимах теплового впливу, хімічного складу сталей злитка і діаграм анізотропного розпаду аустеніту (АРА). Такі діаграми з урахуванням тривалості витримки вище відповідних температур (бал зерна аустеніту) в даний час розроблені для багатьох сталей. За допомогою діаграм АРА можна оцінити масову частку V_n конкретної n -ї структурної складової ($n = A, F, P, B, M$, відповідно, аустенітної, феритної, перлітної, бейнітної, мартенситної) в областях як чистих, так і змішаних фаз: аустенітна (A), аустенітно-феритної (A + F), перлітної (A + F + C), де C – карбіди, прилеглі до зони, обмеженої температурою початку мартенситного перетворення і зверху температурами нижче 600 °C. Відповідно, точки перетину кривих температурних циклів $T(t)$, які характеризуються середньою швидкістю охолодження в зоні 800...500 °C, визначають темпе-

ратуру початку та кінця відповідних структурних перетворень аустеніту в n -у фазу.

Результати досліджень та обговорення. Для проведення дослідження термічних циклів, що виникають при КСЗО разом з відділом № 34 «Математичні методи дослідження фізико-хімічних процесів при зварюванні і спецелектрометалургії» ІЕЗ ім. Є.О. Патона була розроблена математична модель нагріву суцільної рейки.

Кінетика теплового поля у рейках, що зварюється була описана рівнянням (1) теплопровідності зі змінними термодинамічними характеристиками матеріалу у тривимірній системі координат, яка зображена на рис. 3 [10–12].

$$\begin{aligned} C_p(x, y, z, T) \cdot \frac{\partial T(x, y, z)}{\partial t} = \\ = \frac{\partial T(x, y, z)}{\partial x} \cdot \left[\lambda(x, y, z) \cdot \frac{\partial T(x, y, z)}{\partial x} \right] + \\ + \frac{\partial T(x, y, z)}{\partial y} \cdot \left[\lambda(x, y, z) \cdot \frac{\partial T(x, y, z)}{\partial y} \right] + \\ + \frac{\partial T(x, y, z)}{\partial z} \cdot \left[\lambda(x, y, z) \cdot \frac{\partial T(x, y, z)}{\partial z} \right]. \end{aligned} \quad (1)$$

З врахування різних механізмів дисипації тепла (конвективний, інфрачервоне випромінювання), були описані граничні умови.

$$-\lambda(T) \frac{\partial T(t)}{\partial n} = \alpha(T - T_c) + \varepsilon \cdot \sigma \cdot (T^4 - T_c^4) \quad (2)$$

Джерело тепла при КСЗО є теплова енергія, яка описана постановкою граничних умов в наступному вигляді (3), де η – коефіцієнт корисної дії, який враховує активні та реактивні втрати через особливості вторинного контуру машини; I – струм зварювання; U – напруга зварювання.

$$\lambda(T) \frac{\partial T(t)}{\partial n} \Big|_{z=0} = 0,5 \cdot \eta \cdot U \cdot I \quad (3)$$

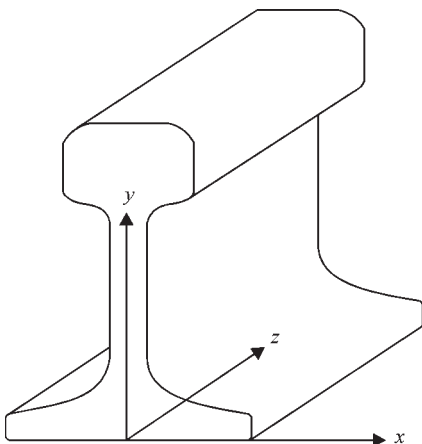


Рис. 3. Виріб, що зварюється в прямокутній системі координат

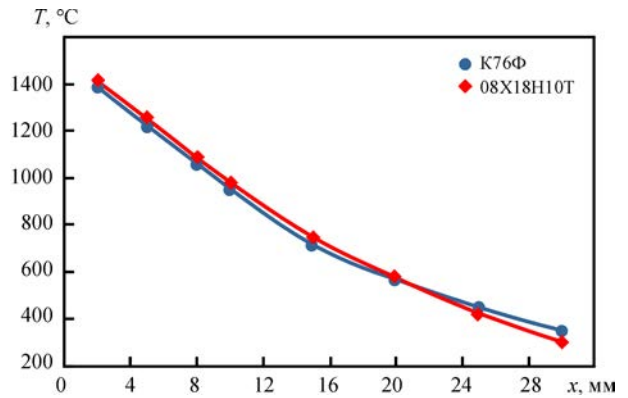


Рис. 4. Розподіл температури по осі рейок перед осадкою при КСЗО сталей K76Ф і 08X18H10T (розрахунок)

За допомогою математичної моделі тривимірного простеження температурних полів отримано розподіл температури по товщині зварного з'єднання перед осадкою при КСЗО сталі K76Ф із сталлю 08X18H10T (рис. 4).

Для отримання необхідних термічних циклів в ІЕЗ ім. Є.О. Патона розроблена технологія зварювання, що отримала назву пульсуючого оплавлення.

За рахунок багатфакторного регулювання величини іскрового зазору, існуючого між контактними деталями в процесі оплавлення, а також миттєвих значень напруги, забезпечується інтенсифікація контактного нагріву, при якій скорочуються втрати металу на оплавлення і підвищується ККД в порівнянні з канонічними процесами безперервного оплавлення або попереднього підігріву опором. Тривалість нагрівання і припуски на оплавлення скорочуються в 1,5...2,0 рази. Отримання якісних з'єднань забезпечується при меншій ширині ЗТВ.

Застосування пульсуючого оплавлення (ПО) дозволяє забезпечити необхідне нагрівання рейкової й аустенітної сталей, що різко відрізняються своїми теплофізичними властивостями [13].

Експериментальні дослідження термічних циклів проводили за наступною схемою. До головки рейки приварювались термопари на відстані 5 мм одна від одної (рис. 5). Відстань до першої термопари вираховувалась таким чином, щоб після закінчення повного циклу зварюван-

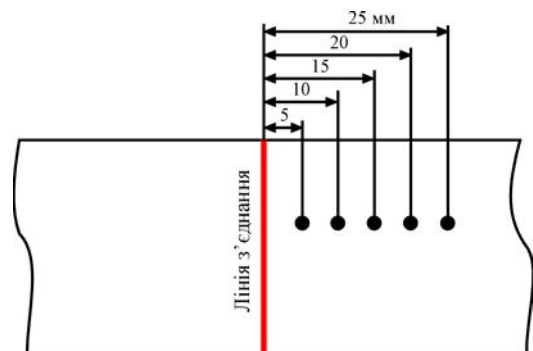


Рис. 5. Схема розміщення термопар

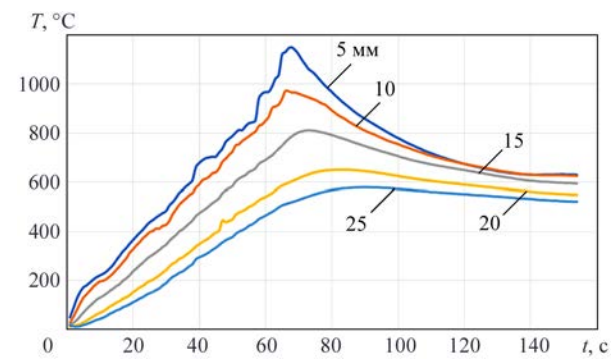


Рис. 6. Термічні цикли КСЗО на різній відстані від лінії з’єднання сталей К76Ф і 08Х18Н10Т

ня вона знаходилась на відстані 5 мм від лінії з’єднання.

Розрахункові результати термічних циклів з невеликою похибкою збігаються з експериментальними дослідженнями (рис. 6).

За аналогічною методикою, розрахунковим шляхом було встановлено розподіл температури по товщині зварного з’єднання перед осадкою при КСЗО сталі 08Х18Н10Т із сталлю 110Г13Л (рис. 7).

При КСЗО аустенітних сталей (08Х18Н10Т + 110Г13Л) необхідно комбінувати більш інтенсивний нагрів з глибиною прогріву металу В процесі проведення експериментів, варіювалася тривалість нагрівання при різній його інтенсивності, припуски на оплавлення й осадку.

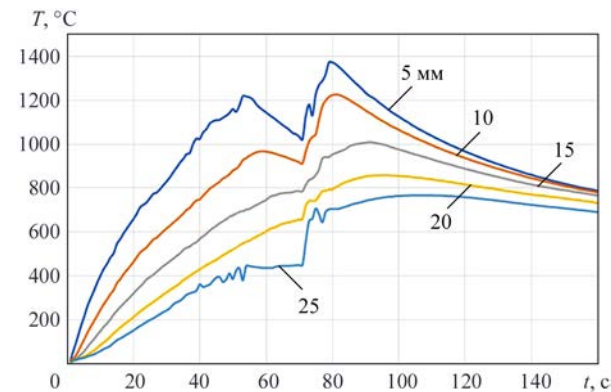


Рис. 8. Термічні цикли КСЗО на різній відстані від лінії з’єднання сталей 08Х18Н10Т і 110Г13Л

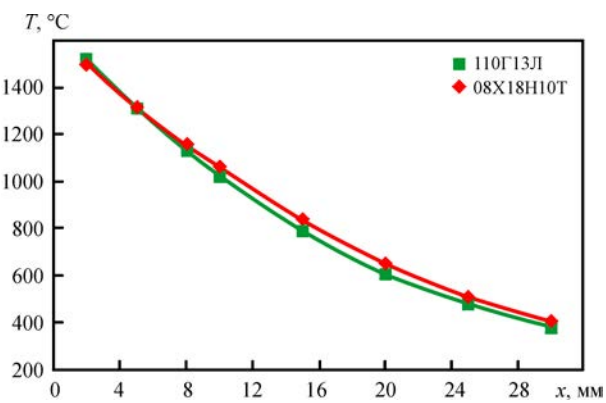


Рис. 7. Розподіл температури по осі рейок перед осадкою при КСЗО сталей 08Х18Н10Т і 110Г13Л (розрахунок)

При застосуванні комбінованого способу (режиму) нагріву отримані експериментальні термоцикли, які наведені на рис. 8.

Зниження напруги на певному етапі зварювального процесу дозволило забезпечити нагрів сталей, необхідний для виконання термодформацийного процесу.

В процесі проведення експериментів, варіювалася тривалість нагрівання при різній його інтенсивності, припуски на оплавлення та величини осадки. Для забезпечення необхідного енерговкладення був підібраний режим зварювання для рейкової сталі К76Ф із сталлю 08Х18Н10Т (табл. 3) та сталі 08Х18Н10Т із сталлю 110Г13Л (табл. 4).

Таблиця 3. Режим для КСЗО рейкової сталі К76Ф зі сталлю 08Х18Н10Т

Параметри зварювання	
Припуск на зварювання (S , мм)	30
Напруга (U , В)	280...380
Осадка (мм)	12
Кінцева швидкість оплавлення ($V_{\text{к}}$, мм/с)	1,6...1,8

Таблиця 4. Режим для КСЗО сталі 08Х18Н10Т зі сталлю 110Г13Л

Параметри зварювання	
Припуск на зварювання (S , мм)	30
Напруга (U , В)	255...380
Осадка (мм)	13
Кінцева швидкість оплавлення ($V_{\text{к}}$, мм/с)	1,8...2,0

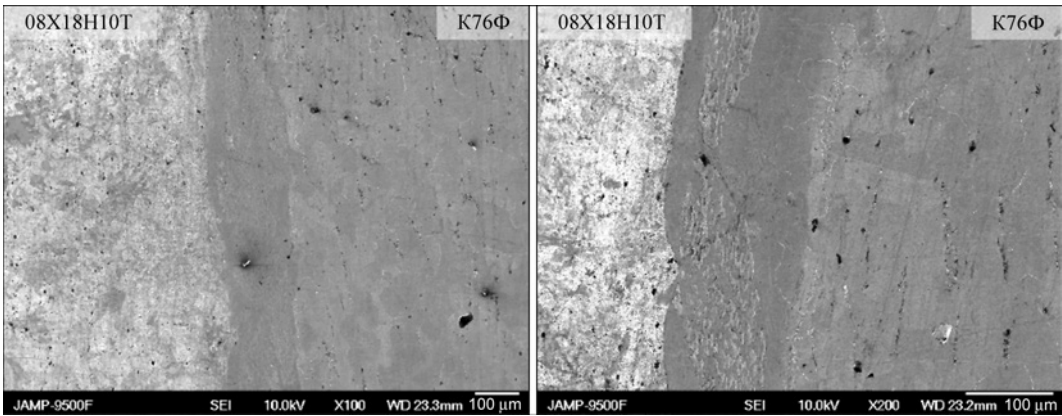


Рис. 9. СЕМ-зображення мікроструктури металу в перехідній зоні з’єднання сталь К76Ф + сталь 08Х18Н10Т

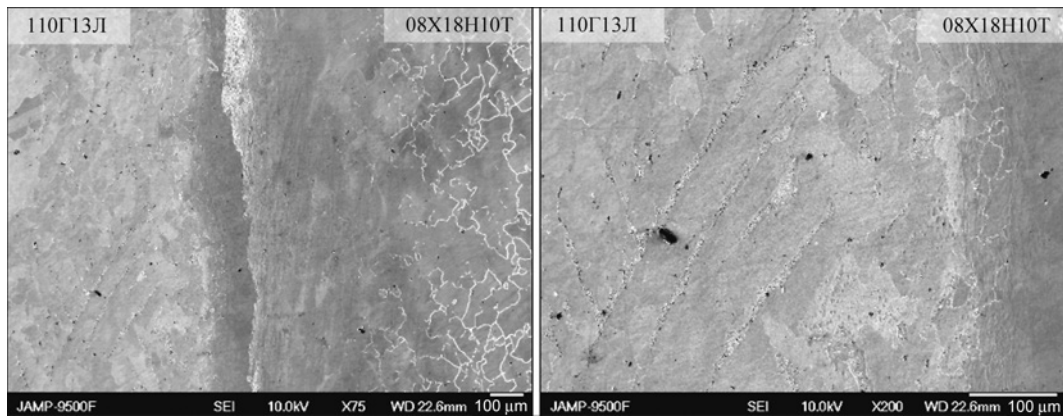


Рис. 10. СЕМ-зображення мікроструктури металу в перехідній зоні з'єднання сталь 110Г13Л + сталь 08Х18Н10Т

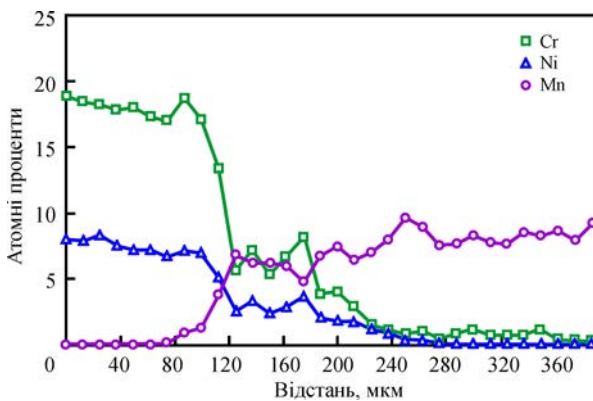


Рис. 11. Розподіл концентрації хімічних елементів в перехідній зоні з'єднання сталь 110Г13Л + сталь 08Х18Н10Т (ат. %)

Зміна первинної напруги в діапазоні $U_1 = 255...380$ В та швидкості переміщення $V_n = 0,8...2,4$ мм/с в процесі КСЗО забезпечує вирівнювання градієнтів температури в аустенітній та перлітній сталях, що дозволяє оптимізувати умови деформації обох сталей в процесі осадки та забезпечити відповідність показників механічних властивостей з'єднань нормативним вимогам.

Перехідна зона з'єднання сталь К76Ф + сталь 08Х18Н10Т (рис. 9) формується у результаті оплавлення субзерених границь рейкової сталі й процесів гетеродифузії. Мікроструктура перехідної зони являє собою ділянки з голчастою структурою на тлі світлого поля. Оплавлені ділянки, що утворюються в перехідній зоні, відповідають по хімічному складу низьколегованим сталям. Залежно від швидкості охолодження продуктами евтектоїдного перетворення аустеніту таких сталей можуть бути перліт, бейніт, або мартенсит.

Перехідна зона з'єднання сталь 110Г13Л + сталь 08Х18Н10Т (рис. 10) має стабільну аустенітну структуру. Ділянка з'єднання із змінною концентрацією хімічних елементів має ширину близько 200 мкм. У той же час ділянка перехідної зони із практично постійною концентрацією легуючих елементів Cr, Mn, Ni має ширину близь-

ко 50 мкм, що свідчить про формування зварного з'єднання у цій зоні в рідкому стані. Ширина дифузійних зон у з'єднанні складає – до 50 мкм в сторону сталі 08Х18Н10Т і до 100 мкм – в сторону сталі 110Г13Л (рис. 11).

Висновки

1. Встановлено вплив температурно-часових та енергосилових параметрів та визначено діапазони зміни основних технологічних параметрів процесу КСЗО, при яких у процесі оплавлення рейок із сталей К76Ф, 110Г13Л та 08Х18Н10Т забезпечується їх рівномірне нагрівання по перерізу та довжині, достатнє для виконання деформації на задану величину при осадці.

2. За допомогою алгоритму чисельного вирішення тривимірного рівняння теплопровідності при початкових і граничних умовах, відповідних до реальних умов зварювання зразків, отримано термічні цикли при КСЗО сталі марки К76Ф із аустенітною сталлю 08Х18Н10Т та високомарганцевої сталі 110Г13Л із аустенітною сталлю 08Х18Н10Т та визначено розподіл температури у зварних стиках (у зоні термічного впливу для обох сталей).

3. Визначено термічні цикли при КСЗО сталей К76Ф і 110Г13Л із проміжною вставкою із сталі 08Х18Н10Т при різних значеннях основних технологічних параметрів процесу зварювання, встановлено вплив процесу КСЗО на структурні зміни сталей у зоні з'єднань 1-го і 2-го стиків.

4. Встановлено діапазон зміни первинної напруги U_1 і швидкості переміщення V_n ($U_1 = 255...380$ В і $V_n = 0,8...2,4$ мм/с) в процесі контактного стикового зварювання оплавленням, при якому забезпечується вирівнювання градієнтів температури в аустенітній та перлітній сталях, що дозволяє оптимізувати умови деформації обох сталей у процесі осадки і забезпечити відповідність показників механічних властивостей з'єднань нормативним вимогам.

Список літератури/References

1. Готальский Ю.Н. (1981) *Сварка разнородных сталей*. Киев, Техника.
2. Gotsalsky, Yu.N. (1981) *Welding of dissimilar steels*. Kyiv: Tekhnika [in Russian].
3. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Kavunichenko, O.V., Ma, Ping et al. (2017) Technology and equipment for flash butt welding of railway frogs with rail ends through austenitic insert. *Railway engineering, China*, **12**, 102–105.
4. Kavunichenko O.V., Shvets V.I. and Antipin E.V. (2018) Peculiarities of flash-butt welding of rail frogs with rail ends. *The Paton Welding J.*, **4**, 19–24. <https://doi.org/10.15407/tpwj2018.04.04>
5. Karaman, I., Sehitoğlu, H., Chumlyakov, Y. et al. (2001) Extrinsic stacking faults and twinning in Hadfield manganese steel single crystals. *Scripta Mater.*, **44**, 337–443.
6. Efstathiou, C. (2009) Strengthening Hadfield steel welds by nitrogen alloying. *Materials Science and Engineering*, **506**, 174–179.
7. Efstathiou C., Sehitoğlu H. (2010) Strain hardening and heterogeneous deformation during twinning in Hadfield steel. *Acta Materialia*, **58**, 1479–1488.
8. Mohyla, P. (2004) Affect of tempering temperatures on mechanical properties of weld joints in low-alloyed creep-resistant steels. *Acta Metallurgica Slovaca*, **10**, 193–200.
9. Зубченко А.С. (2003) *Марочник сталей и сплавов*. Москва, Машиностроение.
10. (2003) *Reference book on grades of steels and alloys*. Ed. by A.S. Zubchenko. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
10. Olivares, R., Garcia, C., DeArdo, A. et al. (2011) Advanced metallurgical alloy design and thermo mechanical processing for rails steels for North American heavy use. *Wear*, (271), 364–373.
11. Sahay, S., Mohapatra, G., Totten, G. (2009) Overview of Pearlritic Rail Steel: accelerated cooling, quenching, microstructure, and mechanical properties. *J. ASTM Int.*, **7**, 1–26.
12. Alves, L., Lagares, M., Filho, R. et al. (2019) Predictive mathematical modeling of the flash-butt welding process to optimize the properties of welds of premium and super premium rails. *International heavy haul STS Conference*, 440–7.
13. Kuchuk-Yatsenko, S.I. et al. (2001) *Method of flash-butt welding*. US6294752B1. 219.100.

THERMAL CYCLES AND MICROSTRUCTURE OF THE FLASH BUTT WELDED JOINTS OF 110G13L AND K76F STEEL RAILS THROUGH 08Xh18N10T STEEL INSERT

O.V. Kavunichenko¹, I.V. Ziakhor¹, Yu.A. Shylo¹, A.M. Levchuk¹, Ye.V. Antipin¹, Andrew Fong²¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: avkava@gmail.com

²Yardway Railquip Limited, Unit A5, 29/F., TML Tower, 3 Hoi Shing Road, Tsuen Wan, N.T., Hong Kong

The article presents the results of studying the choice of temperature-time and energy-force parameters in flash butt welding (FBW) of the core of railway crossings (110G13L steel) with rail steel (K76F) through an intermediate chrome-nickel austenitic insert (08Kh18N10T). Using an algorithm of numerical solution of the three-dimensional heat conduction equation under the initial and boundary conditions corresponding to the real conditions of welding of the specimens, thermal cycles in FBW of K76F steel with 08Kh18N10T austenitic steel and 110G13L steel with 08Kh18N10T austenitic steel and temperature distribution in welded joints (in the heat-affected zone for both steels) were obtained. Ranges of varying the main technological parameters of the FBW process have been determined, in which during flashing of rails from K76F, 110G13L, and 08Kh18N10T steels, their uniform heating across the cross-section and length is provided, sufficient for achieving deformation to the specified extent during upseting. 13 Ref., 4 Tabl., 11 Fig.

Keywords: flash butt welding, railway crossings, rail steel, pulsating flashing

Отримано 17.10.2023

Отримано у переглянутому вигляді 05.12.2023

Прийнято 09.01.2024

Велику Британію та Данію сполучив найдовший у світі електричний кабель

До енергетичних систем Великої Британії та Данії 29 грудня 2023 р. під'єднали 764-кілометровий підводний електричний кабель Viking Link, який вважається найдовшим у світі. Кабель Viking Link – перший, що сполучає Британію з Данією. Його використовуватимуть для постачання дешевої електроенергії, якої вистачить на 2,5 млн домогосподарств і яку виробляють данські вітрові електростанції.

Кабель прокладений від данської комуни Ваєн у Південній Ютландії, а в Британії виходитиме на берег приблизно за 170 км на північ від Лондона. Переважна частина його розташована на дні Північного моря. Звичайна пропускна спроможність кабелю становить 800 МВт, але за потреби може збільшуватись до 1400 МВт. При цьому кабель може передавати електроенергію між двома країнами залежно від того, в який бік дме вітер. Наприклад, коли вітер дме із заходу, він спочатку потрапить до Великої Британії, й тоді енергія може бути спрямована туди, де вітер дме слабше – тобто в Данію. Роботи над Viking Link розпочалися у 2019 р. й тривали чотири роки, під час яких його прокладали на морському дні за допомогою спеціально побудованого корабля. Це вже шостий кабель, що з'єднає Британію з континентальною Європою.

Британський національний оператор електроенергії сподівається, що ці кабелі допоможуть Британії зменшити на близько 100 млн т викиди вуглецю, а до 2030 р. 90% енергії, імпортованої через її кабелі, буде надходити з джерел з нульовим рівнем викидів вуглекислого газу.

Північноатлантичний альянс у червні 2023 р. відкрив новий центр із захисту підводних трубопроводів і кабелів на тлі побоювань, що Росія може шпигувати за критичною підводною інфраструктурою західних країн.

<https://www.eurointegration.com.ua/news/2024/01/3/7176642/>



Підстанція в Лінкольнширі, Велика Британія, з якою сполучений Viking Link

АНАЛІЗ ВЛАСТИВОСТЕЙ ТА ОСОБЛИВОСТЕЙ ВИСОКОМІЦНИХ ДЕФОРМОВАНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ СИСТЕМ Al–Li, Al–Cu–Mn, ЩО ЗАСТОСОВУЮТЬСЯ В АЕРОКОСМІЧНІЙ ГАЛУЗІ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ЗВАРНИХ КОНСТРУКЦІЙ (Огляд)

В.І. Загорніков

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: zagornikov@technobeam.com.ua

У статті представлено основні напрямки розвитку в області перспективних алюмінієвих сплавів. Розглянуто сплави нового покоління з удосконаленими хімічним складом, технологіями виготовлення та термічної обробки напівфабрикатів. Висвітлюється питання зв'язку між структурною будовою сплавів та їх експлуатаційними властивостями, вплив режимів термічної обробки, легування на механічні властивості, зварюваність алюмінієвих сплавів з метою отримання заданих прогнозованих експлуатаційних властивостей. Описано результати застосування алюмінієвих сплавів в авіаційно-космічній техніці. Проводиться огляд промислових деформованих сплавів системи Al–Li та Al–Cu–Mn, порівняльних характеристик зварюваності різних перспективних алюмінієвих сплавів (1460, B-1469, 1201 та їх аналогів 2090, 2195, 2219). Бібліогр. 30, табл. 1.

Ключові слова: термічна обробка, легування шва, оцінка зварюваності, заходи запобігання пористості, перспективні методи отримання зварних сполук, електронно-променево зварювання

Вступ. Темпи зростання промислового авіа- та ракетобудівного виробництва в Україні та світі диктують темпи використання сучасних та інноваційних технологій і матеріалів. Одним з найважливіших завдань, що стоїть сьогодні перед авіакосмічною галуззю, є підвищення вагової ефективності техніки та її міцності, що дозволить збільшити вагу корисного вантажу, що виводиться на орбіту.

Сучасні вимоги до матеріалів стають дедалі жорсткішими. Проте алюмінієві деформовані сплави залишаються базовими конструкційними матеріалами для перспективних виробів авіаційно-космічної техніки завдяки низькій щільності, комплексу експлуатаційних характеристик, хорошій технологічності, зварюваності та освоєння в металургійному виробництві. Крім значного виграшу у вазі, ці сплави повинні мати більш високі питомі та експлуатаційні характеристики, що дозволить використовувати більш ефективні конструкторські рішення, такі як електронно-променево, лазерне зварювання, тертя з перемішуванням, автоматичне аргонодугове зварювання з використанням нових присадних матеріалів.

Для конструкцій літальних апаратів важливі не абсолютні, а питомі значення міцності характеристик (σ_b/ρ , σ_{02}/ρ). Тому дисперсійно-твердіючі алюмінієві сплави системи Al–Li та Al–Cu–Mn завдяки високій питомій міцності широко використовуються у конструкції виробів космічної та

авіаційної техніки, зокрема, виробів криогенного призначення – паливних баків ракет, оболонки фюзеляжу та несучих елементів конструкції літаків. Для роботи при криогенних та підвищених умовах застосовують сплави, які не схильні до уповільненого руйнування і мають високу пластичність основного металу за температури рідкого гелію та водню [1–3].

Незважаючи на всі переваги розроблених сплавів, стоїть завдання підвищення характеристик тріщиностійкості за збереження високого рівня міцності і корозійної стійкості. Їх склад, структура, режими виготовлення, зокрема, термомеханічної обробки, продовжують постійно удосконалюватися відповідно до зростаючих вимог до конструкцій. Це завдання вирішується завдяки розробці та впровадженню новітніх надлегких високоміцних матеріалів та технологій їх з'єднання.

Мета цієї статті полягає у формулюванні сучасних вимог до властивостей напівфабрикатів деформованих алюмінієвих сплавів 1460, B-1469, 1201 та їх аналогів 2090, 2195, 2219. Обґрунтувати пріоритетність застосування сплаву, що деформується, типу 1201(2219) при отриманні якісних зварних з'єднань за допомогою ЕПЗ у конструкції виробів космічної та авіаційної техніки.

Обговорення проблем в області технології термічної обробки та зварювання алюмінієвих сплавів системи Al–Li і Al–Cu–Mn для виробів авіаційно-космічної техніки.

Загорніков В.І. – <https://orcid.org/0000-0003-0456-173X>

© В.І. Загорніков, 2024

З розвитком авіаційно-космічної техніки до вимоги конструкторського матеріалу висуваються такі вимоги:

- сплав повинен мати достатній рівень міцності і ресурсних характеристик;
- висока технологічність і енергозбереження при металургійному виробництві;
- можливість здобуття різних видів напівфабрикатів;
- технологічність при виготовленні деталей і збірці різних вузлів конструкції, у тому числі із застосуванням зварювання;
- сплав не повинен містити високотоксичних компонентів (кадмій, свинець, ртуть, берилій), елементи, які випаровуються при зварюванні.

Поліпшити властивості алюмінієвих сплавів можна як у процесі зміни їх складу, так і в результаті застосування нових технологій їх отримання та обробки. Для забезпечення оптимальних механічних властивостей в залежності від умов роботи (нормальна – криогенна температура) для кожного виду напівфабрикатів є певний режим старіння при термообробці. При цьому у структурі металу утворюється певний фазовий склад. Строго регламентована деформація після загартування у перерізі з певним режимом остаточного старіння має забезпечити необхідний комплекс фізико-механічних властивостей.

Розглянуті конструкційні алюмінієві сплави, що деформуються, це, головним чином, сплави алюмінію з чотирма компонентами: Cu, Mn, Mg, Zn. До них відносно недавно додалися Li, Sc, Zr і Ag (таблиця).

Усі перелічені компоненти обрані за однією ознакою – вони мають найбільшу порівняно з іншими відомими елементами розчинність у твердому алюмінії. Вона різко знижується зі зниженням температури, внаслідок при охолодженні сплавів із цими компонентами з твердого розчину виділяються інтерметалідні фази, а при нагріванні – розчиняються. Це фазове перетворення (єдине в твердих алюмінієвих сплавах) відкрило можливість суттєво впливати на структуру і властивості

сплавів за допомогою термічної обробки. Сплави мають високий комплекс властивостей після зміцнюючої термічної обробки (загартування та старіння), коли матрицею сплаву є твердий розчин, зміцнений дисперсними частинками інтерметалідних фаз, що виділилися з твердого розчину при старінні. Це стосується сплавів всіх систем, тобто механізми зміцнення всіх сплавів єдині: обробка на твердий розчин + дисперсійне твердіння. Відмінність сплавів, що розглядаються, один від одного визначається складом, кристалічною структурою і властивостями дисперсних частинок інтерметалідів, що виділяються з пересиченого твердого розчину, від яких залежить ефект зміцнення. Головною властивістю цих частинок є дуже висока, порівняно з матрицею, твердість. Вторинні дисперсні виділення цих інтерметалідних фаз визначили високий рівень характеристик міцності, досягнутий для алюмінієвих сплавів і визначив можливість їх застосування для відповідальних конструкцій [4].

Оскільки природне старіння не викликає змін, то після загартування напівфабрикати піддають штучному старінню. Це дозволило не регламентувати час перерви між загартуванням та старінням [5].

Мета старіння алюмінієвих сплавів зазвичай полягає у додатковому підвищенні міцності загартованих сплавів. Для досягнення максимальної міцності сплавів, що термічно зміцнюються, необхідно за рахунок регламентованих нагрівань отримати деяку проміжну структуру, яка відповідає початковим стадіям розпаду пересиченого твердого розчину.

Початковим стадіям розпаду пересиченого твердого розчину відповідає структура, що поєднує кластери (зони Гінґс-Престона) і ці кластери мають вигляд виділень з твердого розчину у формі пластин рівномірно розподіленої по зерну у вигляді дрібних голчастих включень, а також уздовж їх меж у формі великих пластівців. На цій стадії коагуляційні процеси (укрупнення) частинок зміцнюючої фази не спостерігаються.

Старіння промислових алюмінієвих сплавів умовно поділяють на низькотемпературне

Хімічний склад сплавів систем легування та Al–Cu–Li та Al–Cu (1460, В-1469, 1201 і їх аналогів 2090, 2195, 2219)

Марка сплаву	Масова частка елементів, %										
	Cu	Li	Zr	V	Ti	Mn	Sc	Mg	Ag	Si	Fe
1460 (СРСР)	2,6...3,3	1,9...2,3	0,1	–	0,1	0,05...0,1	0,06...0,1	0,06...0,1	–		
2090 (США)	2,4...3,0	1,9...2,6	0,1	–	0,15	0,05	–	0,25	–		
В-1469 (Росія)	3,2...4,5	1,0...1,7	0,02...0,26	–	0,05...0,07	0,05...0,08	0,02...0,28	0,01...0,5	0,45		
2195 (США)	3,7...4,3	0,8...1,2	0,12	–	0,1	0,25	–	0,25...0,8	0,25...0,6		
1201 (СРСР)	5,8...6,8	–	0,1...0,25	–	0,02...0,1	0,20...0,40	–	0,02	–	0,20	0,30
2219 (США)	5,8...6,8	–	0,1...0,25	0,05...0,1	0,02...0,1	0,20...0,40	–	0,02	–	0,20	0,30

(20...140 °C) і високотемпературне (140...220 °C). Продуктами розпаду пересиченого твердого розчину при низькотемпературному старінні є, як правило, когерентні дисперсні або частково когерентні виділення, гомогенно розподілені в обсязі зерен. У деяких алюмінієвих сплавах (Al–Cu–Mn) підготовка до розпаду та початкові стадії розпаду відбуваються лише при нагріванні загартованого сплаву до температур, зазвичай, в інтервалі 100...200 °C. Сенс цього нагріву – термічна активація дифузійних процесів.

Це стадія, що забезпечує максимальні властивості міцності (T1), або ж режими штучного старіння з регламентованим знеміцненням в порівнянні з режимом T1 – режими T2 і T3, в порівнянні зі стадією старіння, що забезпечує максимальне зміцнення (отримання максимальної межі плинності). Стани T2 і T3, як правило, реалізуються за допомогою двоступеневого старіння. При режимах старіння, відповідних висхідній гілці кривої зміцнення, можливе різке зменшення опору корозійного розтріскування. Таке явище спостерігається, наприклад, у сплавів систем Al–Cu та Al–Cu–Mg [6].

Без експериментів не можна передбачити, яка має бути в даному сплаві конкретна структура, що забезпечує максимальне зміцнення. Відповідь залежить від того, які стадії розпаду можливі в цьому сплаві при даній температурі старіння, яка структура виділень, щільність виділень кожного типу та інших факторів.

Намітилися два основні шляхи отримання оптимального комплексу властивостей, необхідних для надійної роботи високоміцних алюмінієвих сплавів, що термічно зміцнюються:

1. Підвищення чистоти сплавів за основними металевими домішками (Fe і Si), тобто зниження в сплавах допустимого вмісту домішок заліза та кремнію. У більшості алюмінієвих сплавів за ГОСТ 4784-74 допускається до 0,5 % Fe та до 0,5 % Si. Зниження допустимого вмісту заліза та кремнію до 0,1...0,3 %, а ще краще до сотих часток відсотка призводить до різкого зменшення об'ємної частки нерозчинних інтерметалідних фаз [Al₃Fe, α(Al–Fe–Si), α(Al–Fe–Si–Mn) та ін.] та значному підвищенню в'язкості руйнування. При цьому інші властивості сплавів (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ і $\sigma_{кр}$, корозія, що розшаровує) змінюються несуттєво. У зв'язку з цим останніми роками почали застосовувати сплави підвищеної чистоти.

2. Застосування режимів старіння, які зумовлюють деяке перестарювання металу. Такі режими називають «пом'якшувальними режимами» старіння і для сплавів, що деформуються, позначають цифрами T2 і T3 (старіння на максимальну міцність позначають шифром T1, а загартування з

наступним природним старінням – T); T3 відповідає більш сильному перестарюванню, ніж T2. Пом'якшувальне старіння в порівнянні зі старінням на максимальну міцність, призводячи до часткового або повного порушення когерентності виділень зміцнювальних фаз і матриці і більш рівномірного їх розподілу, обумовлює деяке зниження міцності, але суттєве підвищення в'язкості руйнування, стійкості проти корозії під напругою та корозії, що розшаровує [7].

Термічною обробкою можна досягти великої різноманітності структур і в сплавах, що не мають фазових перетворень у твердому стані, але тільки в тому випадку, коли вихідний нерівноважний стан отримано або за лиття (у процесі нерівноважної кристалізації), або шляхом деформації. Для досягнення максимальної міцності для алюмінієвих сплавів широкого поширення набули три види термообробки: відпал, загартування та старіння, що дозволяють реалізувати збалансований комплекс механічних властивостей та термостійкості.

Прийнята наступна система позначень станів алюмінієвих сплавів, що деформуються, після зміцнювальної обробки:

T1 – штучне старіння у чистому вигляді. Дозволяє підвищити механічну міцність напівфабрикатів та виробів, особливо якщо надалі планується їх механічна обробка. При цьому такий вид обробки негативно позначається на корозійній та механічній стійкості дюралюмінію та по відношенню до нього використовується рідко.

T2 – відпал. Дозволяє зняти ливарні та термічні напруги в матеріалі, підвищує його пластичність і застосовується у випадку, коли заготовка буде оброблятися тиском в холодному стані.

T3 – загартування. Застосовується підвищення міцнісних властивостей сплавів та для забезпечення необхідної стійкості проти корозійного розтріскування.

T8: Стан, при якому за термічною обробкою на розчин слідує холодна обробка, а потім штучне старіння. Він застосовується до виробів, підданих холодній обробці, випрямленню або вирівнюванню для підвищення міцності.

T81: Він застосовується до виробів, які штучно зістарені після термообробки на розчин, при цьому міцність підвищується приблизно на 1 % деформації холодної обробки.

T87: Застосовується до виробів з деформацією холодної обробки близько 7 % для підвищення міцності після термообробки на розчин та подальшого штучного старіння.

T62: Застосовується до продуктів зі штучним старінням після термообробки в розчині у стані О або F. Він також застосовується до виробів, механічні властивості яких досягають стану T62

після термічної обробки оброблених продуктів будь-якого стану.

Не менш перспективним є шлях подальшого підвищення міцності, жароміцності, корозійної стійкості та інших експлуатаційних та технологічних характеристик за рахунок легування алюмінієвих сплавів металами, які мало розчиняються або практично не розчиняються в твердому алюмінії, але утворюють з алюмінієм різні інтерметалідні сполуки [8].

Переваги сплаву 2219. Розглянемо алюмінієвий сплав 2219. Перевагами сплаву 2219 є покращені механічні властивості основного металу та зварних конструкцій при температурах, що значно нижчі від нуля (до $-253\text{ }^{\circ}\text{C}$). Сплав має хороші показники міцності на розрив і текучості, а також хороші властивості до втоми та руйнування при повзучості (до $-315\text{ }^{\circ}\text{C}$). Він добре обробляється тиском. Ці властивості залишаються незмінними після термічної обробки. У Центрі Джорджа С. Маршала експериментально доведено, що алюмінієвий конструкційний сплав 2219 досить загартований, щоб дефекти, спричинені ядерною та космічною радіацією, суттєво не впливали на механічні та фізичні властивості як при кімнатній температурі навколишнього середовища, так і при підвищених температурах нижче накопичених доз приблизно 10^{22} частинок с/см^2 [9]. Можливість отримання дози такого порядку надзвичайно мала, за винятком випадків дії пульсарів у безпосередній близькості. Висока стійкість до підвищених температур, жорсткого вакууму, високоенергетичного випромінювання і мікрометеоритів, що впливають на характеристики поверхні сплаву 2219 шляхом процесів десорбції та ерозії, робить такий сплав дуже перспективним для використання в якості обшивки космічних кораблів.

Недоліки зазначеного металу полягають у наступному. Нагрів понад $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ призводить до сильного знеміцнення через огрублення основної фази зміцнювача Al_2Cu . Крім того, спосіб виробництва напівфабрикатів, що деформуються, зі злитків вимагає складної технології, що включає високотемпературний гомогенізуючий відпал, обробку тиском, нагрівання напівфабрикатів понад $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ під загартування, у воді і старіння, що істотно дорожчає вартість кінцевого виробу.

Слід зазначити широкий спектр можливостей для з'єднання елементів конструкцій, виготовлених з такого сплаву. Сплав 2219 демонструє найкращу зварюваність із алюмінієвих сплавів серії 2xxx, що пов'язано з відсутністю в ньому магнію і кремнію в якості легуючих елементів. Ці елементи утворюють потрібну та четвертинну евтектику з низькими температурами плавлення та таким чином збільшують інтервал плавлення сплаву. Ві-

домо, що широкий діапазон температур плавлення, як і присутність фаз з низькою температурою плавлення призводять до розтріскування зварного шва, цей недолік відсутній в сплаві 2219.

Зважаючи на велике значення коефіцієнта лінійного розширення та суттєвої усадки металу, що кристалізується, поряд з його низькими механічними властивостями вже при температурі $236.85\text{...}246.85\text{ }^{\circ}\text{C}$ технологія складання та зварювання алюмінієвих сплавів повинна передбачати мінімальні зварювальні деформації та напруги. Процес зварювання та термічної обробки після зварювання впливає на деформаційні властивості листів сплаву 2219 [10, 11]. Мінімальні зварювальні деформації та напруги (у 2...4 рази менше ніж при аргонодуговому зварюванні) досягаються при однопрохідному електронно-променевому зварюванні великогабаритної конструкції, проведеному з певною послідовністю накладання швів [12]. У ситуаціях, коли загартування всієї великогабаритної конструкції не завжди допустимо через габарити конструкції та деформації, що виникають при термообробці застосування електронно-променевих швів малої ширини, незамінне.

Ці результати вказують на те, що 2219 є найбільш легко зварюваним і найменш чутливим до змін у процедурах зварювання з усіх високоміцних алюмінієвих сплавів, що піддаються термообробці. При повторній термічній обробці після зварювання сплав стабільно розвиває міцність, що дорівнює міцності на розрив основного металу. Відпустки T81 і T87 рекомендуються для вузлів, які залишаються в стані «як зварені». Для вузлів, які підлягають термічній обробці після зварювання, рекомендується загартувані F (без будь-якої додаткової обробки після виготовлення) через його меншу вартість. Інші характеристики, однак, є також задовільними. Рекомендована практика обробки після зварювання – T62 для максимальної міцності та зменшення жолоблення [13, 14].

Алюмінієво-літєві сплави третього покоління. В останні роки у світовій космонавтиці здійснено рішучий перехід на алюмінієво-літєві сплави. У порівнянні зі звичайними алюмінієвими сплавами, такими як сплав 2219, який широко застосовується в криогенних резервуарах космічних апаратів, а також у негерметичних конструкціях, алюмінієво-літєві сплави відрізняються вдалим поєднанням зниженої щільності з підвищеним модулем пружності, гарною зварюваністю, а також механічними властивостями, що перевершують властивості алюмінієвих сплавів, що не містять літій.

На властивості промислових сплавів впливають різноманітні чинники. Працездатність алюмінієво-літєвих сплавів визначається головним чином такими ресурсними характеристиками, як

швидкість зростання тріщини втомі, коефіцієнт інтенсивності напруг у вершині тріщини (K_c , K_{Ic}), малоциклова втомна довговічність, опір корозійному розтріскуванню, міжкристалітна корозія.

До найбільш важливих факторів, що надають великий вплив на рівень зазначених властивостей, належать:

- характер структури зерна: ступінь рекристалізації, анізотропії форми зерна, наявність та щільність виділень на межах зерен та субзерен, наявність прикордонних зон, вільних від виділень;
- холодна деформація розтягування між гартом і старінням напівфабрикатів;
- режим штучного старіння.

Вплив структури зерна на властивості сплавів. Напівфабрикати з переважно рекристалізованою структурою мають більш високі характеристики в'язкості руйнування і тріщиностійкості при декілька знижених властивостях міцності в порівнянні з нерекристалізованою структурою. Основним механізмом формування дрібнозернистої структури є рекристалізація.

Вплив холодної деформації між загартовуванням та старінням. Значний ефект у підвищенні властивостей міцності, характеристик в'язкості руйнування і тріщиностійкості, опору корозії спостерігається на сплавах систем Al–Cu–Li і Al–Li–Mg–Cu при використанні регламентованої холодної деформації розтягуванням загартованих напівфабрикатів перед штучним старінням. В результаті такої обробки збільшуються щільність і дисперсність виділень гетерогенно зміцнюючих фаз, зменшується ширина прикордонних зон, вільних від виділень, розмір і кількість частинок стабільних фаз на межах.

Вплив режимів старіння. Алюмінієво-літєві сплави можуть бути зістарені до трьох станів: недостатньо зістарене (м'який режим), до максимальної міцності («пик» старіння) і перестареного. Щоб забезпечити необхідне поєднання міцності, пластичності, в'язкості і корозійної стійкості, розроблялися оптимальні режими старіння. Встановлено, що для більшості сплавів висока пластичність і в'язкість руйнування в поєднанні із середнім рівнем властивостей міцності досягаються після низькотемпературного старіння в м'якому режимі – недостатній стан. Однак найкраща корозійна стійкість забезпечується внаслідок перестарювання або старіння на максимальну міцність. Найкращий комплекс властивостей (механічні властивості при розтягуванні – в'язкість руйнування) отримано при поєднанні високої деформації (2...8 %) після гарту з низькотемпературним старінням.

При виборі температурно-часових режимів, що забезпечують отримання максимальних міцнос-

ті та твердості в промислових напівфабрикатах, враховуються в комплексі перераховані особливості поряд з економічними міркуваннями. При встановленні промислових режимів перевагу віддають таким, за яких забезпечується розтягнутий максимум на кривих старіння [15]. Як випливає з отриманих результатів, найкращий рівень механічних властивостей мають листи після штучного старіння при температурі 160 °С – межа міцності і умовна межа плинності вище не менше ніж на 25...35 МПа в порівнянні з іншими режимами, що досліджуються.

Алюмінієво-літєві сплави займають особливе положення серед інших старіючих алюмінієвих систем. Однак при цьому їм властивий недолік – низька пластичність у стані максимальної міцності. Для його подолання проведено багато досліджень впливу різних факторів на пластичність та характеристики руйнування алюмінієво-літєвих сплавів. З'ясовано, що причинами зниженої пластичності та в'язкості руйнування є неоднорідність деформації; наявність зон, вільних від виділень зміцнюючої фази, поява пір біля великих частинок і наявність природних домішок, таких як K, Na, S, H₂, Fe, Si, що утворюють легкоплавкі евтектики по межах зерен, або виділення по них фаз. Перерахуємо основні заходи, запропоновані на вирішення цієї проблеми (підвищення пластичності). У першу чергу це легування алюмінієво-літєвих сплавів міддю та магнієм, які утворюють потрібні фази з літєм та викликають твердорозчинне зміцнення. Ці фази поряд з проміжною сприяють зміцненню сплавів при старінні і більш однорідної його деформації. Цій же меті служить і легування алюмінієво-літєвих сплавів цирконієм та скандієм, що дозволяє подрібнити мікроструктуру та забезпечити додаткове структурне зміцнення за рахунок утворення ультрадрібних частинок-інтерметалідів. За рахунок формування фази типу Al₃Sc, що володіє досить високою невідповідністю параметрів решітки з матрицею, фази, що утворюються, ефективно блокують рух дислокацій [16]. Сучасні алюмінієві сплави багатокомпонентні, тому в разі їх легування скандієм слід враховувати вплив інших елементів, що зміцнює, і істотно коригувати режими термомеханічної обробки сплавів. Ще є спосіб двоступеневого старіння. Таке старіння викликає більш рівномірний розподіл фаз виділення та стабілізацію дисперсної структури.

Можливості підвищення міцності алюмінієвих сплавів традиційними шляхами за рахунок легування та старіння близькі до вичерпання. Однак слід сказати, що ще не вичерпано всіх можливих способів поліпшення пластичності сплавів Al–Li. Поєднання високих характеристик міцності та

в'язкості руйнування в цих сплавах забезпечується завдяки вмісту мінімальної кількості домішок, введенню невеликої кількості рідкісноземельних елементів-модифікаторів, додаванню срібла, зниженому вмісту літію. Сплав 2195, що містить срібло, застосовують для виготовлення баків ТКА, забезпечуючи близько 13 % зниження маси в порівнянні з раніше застосовуваним сплавом 2219 [17]. З іншого боку встановлено, що допоміжні добавки малих кількостей літію до алюмінієвих сплавів, що мають контрольовані кількості міді і магнію, забезпечують високу тріщиностійкість і високу міцність матеріалу, який також володіє еквівалентним або поліпшеним опором розвитку втомної тріщини в порівнянні з алюмо-мідно-магнієвими сплавами. Збільшення вмісту літію призводить до підвищення характеристик міцності алюмінію. При вмісті літію до 2 % міцність сплавів зростає без зниження пластичності, при подальшому збільшенні вмісту літію пластичність різко знижується. Літій при концентраціях до 0,8 % надає алюмінієвим сплавам підвищену стійкість до корозії, більшу, ніж у чистого алюмінію. Крім того, добавки літію забезпечують поліпшення ударної в'язкості за підвищеного рівня міцності. Отже, суттєво покращується поєднання властивостей тріщиностійкості та міцності. Цей ефект є несподіваним, оскільки відомо, що добавки літію знижують тріщиностійкість у традиційних алюмо-мідно-магній-літієвих сплавах [18].

У технічній літературі неодноразово зазначалося, що скандій є найбільш ефективним легуючим компонентом алюмінієвих сплавів. Основною перешкодою на шляху розширення його використання є висока вартість скандію, що вводиться до сплавів у вигляді лігатури Al–2% Sc. При використанні скандію, його введення в алюмінієві сплави підвищує їхню вартість у 5...10 разів. Що, як наслідок, призводить до падіння їх конкурентоспроможності щодо широко використовуваних в авіації алюмінієвих сплавів інших систем легування. Враховуючи дефіцит та високу вартість лігатури Al–Sc, для економії дефіцитного скандію та покращення властивостей алюмінієвих сплавів рекомендується їх легувати невеликими добавками скандію спільно з цирконієм у рівних кількостях [19]. Легування скандієм алюмінієво-літієвих сплавів слід здійснювати з обережністю, враховуючи, що ця добавка сприяє охрупченню сплавів та зниженню характеристик в'язкості руйнування.

З недоліків слід зазначити, що екстравагантні легуючі елементи сплавів цієї серії роблять їх непридатними для переробки в інші сплави. Дорожнеча літію змушує переробляти сплави з літієм тільки з самих себе [20]. Застосування літіє-

євих сплавів ускладнюється багатьма факторами виробничого та металургійного характеру. При пластичній деформації відбувається формування та розвиток смуг зсуву, можлива їх трансформація в тріщини, що зумовлює зрештою руйнування. Руйнування по смугах зсуву – це особливість алюмінієво-літієвих сплавів [21].

При визначенні області застосування Al–Li сплавів необхідно враховувати дані про стійкість твердого розчину та прожарювання. Найбільш поширеною помилкою є застосування сплаву з низькою стійкістю твердого розчину для виготовлення товстостінних напівфабрикатів, наприклад, штампувань складної форми. У цьому випадку на поверхні масивних елементів з'являються «темні плями», а в центральній частині – зони неповного гарту, що знижують характеристики статичної та циклічної тріщиностійкості.

Обговорення проблем в області зварювання алюмінієвих сплавів. Впровадження технологій зварювання є однією з найбільш високопродуктивних та економічних методів створення нероз'ємних з'єднань, що дозволяє виробляти елементи конструкцій, найбільш раціональні за формами та розмірами, що робить їх ремонтпридатними. Розглянемо існуючі проблеми зварювання конструкцій із алюмінієвих сплавів. Стримуючими факторами застосування алюмінієвих сплавів, що розглядаються, в зварних з'єднаннях є:

- значне знеміцнення (до 50 %) під впливом термічного циклу зварювання плавленням;
- низький опір утворенню гарячих тріщин;
- знижені значення пластичності та в'язкості руйнування у висотному напрямку;
- багатостадійна процедура виготовлення напівфабрикатів та/або виробів;
- необхідність легування присадних матеріалів дефіцитною та дорогою лігатурою для формування шва з підвищеними значеннями стійкості до утворення гарячих тріщин, а також механічних властивостей (особливо МЦВ) зварних з'єднань;
- за високого ступеня деформації в них з'являється схильність до крихкості.

Для запобігання виникненню тріщин та інших дефектів у зварних швах при зварюванні сплавів застосовуються наступні технологічні рішення:

- створення такої структури, яка дає змогу суттєво подрібнити розмір зерна (зокрема, за допомогою застосування електронно-променевих технологій);
- обмеження проникнення в зварний шов шкідливих домішок, таких як водень (H);
- регулювання процесу кристалізації при використанні способів зварювання, що характеризуються мінімальною погонною енергією;
- легування шва.

Загальною закономірністю всіх алюмінієвих сплавів є утворення зони знеміцнення, розмір якої залежить від природи сплаву, його хімічного складу і тепловкладення при зварюванні. При отриманні зварного з'єднання з необхідними параметрами глибини та ширини шва зазвичай висувається і вимога мінімізації зони термічного впливу (ЗТВ), з метою мінімізації погіршення фізико-механічних властивостей внаслідок рекристалізації [22]. При зварювальному нагріванні має місце широка гама структурних та фазових перетворень, включаючи подальший розпад твердого розчину та його повторне утворення. Це призводить до того, що різні ділянки ЗТВ перебувають у стані повернення, штучного старіння, часткового відпау, повторного загартування. Від ступеня розвитку того чи іншого процесу залежать властивості зварної сполуки, а також можливість зміцнення при повторному штучному старінні і, відповідно, рівень властивостей по відношенню до вихідного стану [23].

Металографічні дослідження показують, що руйнація металу шва та пришовних зон відбувається внаслідок зміни вихідної структури напівфабрикатів. При ЕПЗ і, можливо, лазерному зварюванні такі зміни виражені меншою мірою, завдяки чому забезпечується більш високий рівень досліджених характеристик зварних сполук. До переваг електронно-променевого процесу зварювання алюмінієвих сплавів слід віднести можливість металургійного впливу на зварювальну ванну з мінімальним легуванням шва, завдяки чому зварні з'єднання за теплофізичними властивостями виявляються близькими до основного металу. Структура зварного шва характеризується в 4...5 разів дрібнішим зерном порівняно з основним металом, і в цьому полягає їхня основна відмінність. Крім дрібної рівноосної структури зерен спостерігається і рівномірний розподіл міді в матриці. Має місце також велика щільність та дисперсність надлишкових фаз, що обумовлено високими швидкостями кристалізації металу шва. Збільшення ступеня попередньої деформації перед загартуванням призводить до зменшення розмірів рекристалізованого зерна, що утворюється в результаті наступного загартування, що забезпечує вищі механічні властивості.

При зварюванні важливим є процес формування шва однорідного складу, що забезпечує високу якість зварних з'єднань, необхідні механічні властивості та мінімізацію залишкових напруг. Для забезпечення відповідності характеристик матеріалу, що зварюється і металу шва найчастіше рекомендують використовувати присадний матеріал того ж складу, що і основний, або близький до нього. Зі сплавами системи Al–Cu–Li такий під-

хід не є доцільним через низький опір утворенню гарячих тріщин. Тому для цього класу сплавів у ФДУП «ВІАМ» розроблено присадні матеріали на основі сплаву системи Al–Cu з добавками ефективних модифікаторів, у тому числі з рідкісноземельними металами (РЗМ) [24]. Дослідження з оптимізацію кількості модифікаційних добавок, що вводяться в сплав, проводяться для умов промислового виробництва, де швидкості кристалізації злитків невисокі та надалі вони піддаються обробці тиском (пресування, екструзія, прокатка). У випадку з металом зварного шва ситуація дещо інша. Шов має литу структуру, яка надалі не піддається обробці тиском, а швидкості кристалізації розплаву на 1...2 порядку вищі, ніж при промислому виробництві сплавів. У роботі [25] зазначено, що застосування висококонцентрованих джерел енергії, таких як електронний промінь, дозволить оптимізувати кількість добавок, що модифікують (скандію), введених в сплав. Стверджується, що у цьому випадку підвищення механічних властивостей металу швів забезпечуватиметься за рахунок подрібнення зерна та твердорозчинного зміцнення литого металу.

Пористість у зварних з'єднаннях, виконаних ЕПЗ, у ряді випадків може бути серйозною перешкодою для ефективного використання цього способу зварювання в промисловості. Основною причиною пористості вважається стрибкоподібне зменшення розчинності водню в металі шва при затвердінні (кристалізації). Поява такої пористості зазвичай є наслідком грубих порушень оптимальних умов зварювання, включаючи підготовку основного металу та зварювальних дротів, а також високого вмісту газів у металі, що зварюється. Усунення такої пористості утруднено навіть при багаторазовому перепаї шва.

Значно менше труднощів викликає зварювання з наступною зміцнювальною термообробкою, що забезпечує рівномірність металу зварного з'єднання та основного металу. Можливе проведення зварювання сплаву в гарячедеформованому стані або після загартування з проведенням повторної термозміцнювальної обробки. При цьому збільшується міцність зварної сполуки, але зменшується пластичність.

При ЕПЗ термічно зміцнюваних сплавів алюмінію особливо помітні переваги цього способу порівняно з дуговим зварюванням. Значною мірою отримання щільних швів забезпечується при легуванні зварювальної ванни елементами, що знижують розчинність газів у рідкому металі або зв'язують їх у стійкі сполуки. При цьому подача легуючих елементів у зварювальну ванну здійснюється різними способами: через присадний дріт, що подається під електронний промінь

у процесі зварювання, або через металеву фольгу або пластини, що попередньо вставляються в зварювальний стик, а також напилюванням легуючих елементів на кромки, що зварюються, або нанесенням металоорганічного з'єднання [26].

Характерно, що алюмінієво-літєві сплави за рахунок поєднання високих питомої міцності та питомого модуля пружності, забезпечуючи отримання міцних швів, як правило, не задовольняють вимогам рівномірності зварних з'єднань. Як відомо, коефіцієнт міцності таких матеріалів після аргонодугового зварювання зазвичай становить 0,5...0,65 від тимчасового опору розриву основного матеріалу. Отримання рівномірності основного металу і зварного з'єднання може досягатися за рахунок посилення зони зварювання або додаткового нагартування. Для компенсації втрати міцності при цьому та забезпечення рівномірності зварних з'єднань з основним металом стик розташовують на ділянці з потовщеними кромками, що зварюються. Потовщення зазвичай становить до 100 % товщини металу, що зварюється, а ширина потовщеної ділянки завжди повинна перевищувати ширину зони термічного впливу ЗТВ. Це суттєве зростання маси зварних конструкцій. З'єднання ж, виконані ЕПЗ, мають тимчасовий опір розриву на 15...25 % вище, а ширину ЗТВ 2...3 рази менше, ніж за дугових способів. Це дозволяє значно зменшити масові характеристики зварювальних конструкцій. Зварювання алюмінієвих сплавів електронним променем можна здійснити у всякому положенні та в різних просторових положеннях без застосування підкладних або формуючих пристроїв, оскільки внаслідок високої теплопровідності цих сплавів зварювальна ванна має малий об'єм рідкого металу. Це важливо при зварюванні конструкцій, що вимагають гарантоване проплавлення стику на всю товщину за відсутності доступу до зворотного боку стику. Ударна в'язкість металу шва на алюмінієвих сплавах завжди вища, ніж у основного металу, а умовна межа плинності практично зберігається на рівні цих властивостей основного металу. Тимчасовий опір розриву із збільшенням кількості проходів знижується на 10...30 МПа незалежно від вихідного стану матеріалу до зварювання, навіть на відпаленому матеріалі [12].

Вплив початкового відпустку перед зварюванням та обробки після зварювання на міцність та подовження зварних з'єднань залежить і від їх товщини [27–30]. Як основний метал, так і міцність зварного шва зростають зі зменшенням подовження. Руйнування відбувається у зоні термічного впливу зварного шва доти, як у основному металі відбудеться будь-яке значне подовження.

Підсумовуючи можна відзначити, що для алюмінієвих сплавів широкого поширення набули три

основних види термічної обробки: відпал, загартування, термомеханічна обробка та старіння як способи покращення функціональних властивостей. Застосування термічної обробки (загартування + штучне старіння) після зварювання забезпечує вирівнювання зеренної структури зварного з'єднання при рекристалізації та зміну морфології виділень по межах зерен, що підвищує міцність зварних з'єднань до 0,9 від міцності основного матеріалу. Незважаючи на деяке зниження показників пластичності, істотні переваги нових сплавів по жорсткості і тимчасовому опору розриву очевидні. Однак при застосуванні літєвих сплавів помічено, що досягнення високих властивостей міцності алюмінієвих сплавів найчастіше йде на шкоду їх технологічності.

Надалі розробка та впровадження сплавів, що мають суттєво вищі міцнісні характеристики при збереженні технологічності, дозволить ще більш підвищити надійність та ресурс конструкцій, знизити їхню масу та металомісткість.

Таким чином, виготовлення високотехнологічних зварних конструкцій з алюмінієвих сплавів передбачає два взаємопов'язані напрями досліджень: створення нових високотехнологічних сплавів, а також розробку різних технологічних процесів їхнього з'єднання з використанням сучасних технологій зварювання, що, в кінцевому підсумку, визначає можливість створення перспективних виробів авіакосмічної промисловості.

Висновки

1. Загалом алюмінієві сплави, що зварюються, залишаються основними конструкційними матеріалами для авіа- та космічної промисловості. Їх застосування забезпечує, при суттєвому зниженні маси, зростання вагової ефективності, підвищення міцності та надійності конструкцій. З іншого боку, підвищення зазначених характеристик базується на ускладненні хімічного складу, режимів термічної обробки та інших технологічних прийомах, що призводять до зниження пластичних властивостей матеріалів.

2. Результати проведеного літературного огляду свідчать, що в даний час металознавцями створені оригінальні композиції складнолегованих алюмінієвих сплавів різних систем легування з мікродобавками ефективних модифікуючих елементів типу РЗМ, які відрізняються вищими характеристиками технологічності та міцності.

3. Сплави третього покоління систем Al–Mg–Li–Zr та Al–Cu–Li–Zr, незважаючи на низку технологічних труднощів, є перспективними матеріалами в авіабудуванні. Але при всій технологічності використання алюмінієво-літєвих сплавів в авіакосмічній галузі не слід забувати про

досить високу токсичність зварювання цих сплавів для людини.

4. Облік всіх наведених факторів у сукупності забезпечують досягнення не тільки підвищеного рівня жароміцних та міцності сплавів, їх малої анізотропії, а й добру технологічність. При виготовленні зварних виробів кріогенного призначення літальних апаратів алюмінієвий сплав 2219 на даний момент залишається найкращим вибором серед дисперсійно-твердіючих сплавів.

Список літератури

- Белецкий В.М., Кривов Г.А. (2005) *Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение). Справочник*. Фридляндер И.Н. (ред.). Киев, Коминтех.
- (2018) *Справочник технического специалиста по техническому обслуживанию авиации – Планер. Т.1. Министерство транспорта США, Служба летных стандартов Федерального управления гражданской авиации*, Оклахома-Сити, 2018 г. URL: <http://www.faa.gov>.
- Davis J.R. (1993) *Aluminum and aluminum alloys*. ASM Specialty Handbook, ASM International; 1993 Дэвис Дж.Р. Алюминий и алюминиевые сплавы. *Справочник по специальностям ASM*, ASM International.
- Стефанович В.А., Позняк И.Г., Стефанович А.В. (2021) *Основы легирования конструкционных материалов» для студентов специальности: 1-36 01 02 «Материаловедение в машиностроении»*. Белорусский национальный технический университет. Кафедра «Материаловедение в машиностроении». Минск.
- Сетьков О.А. (2013) Алюминиевый сплав 1201 в конструкции космического корабля «Буря». *Авиационные материалы и технологии. Спец. выпуск*, 15–18.
- Бер Л.Б. (2013) О стадиях старения алюминиевых сплавов. *Технология легких сплавов*, 4, 66–76.
- Меркулова Г.А. (2008) *Металловедение и термическая обработка цветных сплавов*. Уч. пособие. Красноярск, Сиб. федер. ун-т
- Маркашова Л.И., Григоренко Г.М., Лозовская А.В. и др. (2006) Влияние добавок скандия на структурно-фазовое состояние металла шва соединений алюминиевых сплавов после термообработки. *Автоматическая сварка*, 6, 9–14.
- Овчинников В.В., Дриц А.М., Крымова Т.В. (1997) Технологические особенности производства сварных конструкций летательных аппаратов из алюминий-литиевого сплава 1460. *Сварочное производство*, 12, 26–29.
- Ищенко А.Я., Лабура Т.М., Бернадский В.Н., Маковецкая О.К. (2006) *Алюминий и его сплавы в современных сварных конструкциях*. Киев, Экотехнология.
- Рабкин Д.М., Игнатьев В.Г., Довбищенко И.В. (1982) *Дуговая сварка алюминия и его сплавов*. Машиностроение.
- Дударь Л.А. (1995) *Особенности электронно-лучевой сварки алюминиевых сплавов, используемых в производстве летательных аппаратов: учеб. пособие.*, Самарский. гос. аэрокосмический ун-т им. С.П. Королева. Самара.
- Луц А.Р., Суслина А.А. (2013) *Алюминий и его сплавы: Учебное пособие*. Самара, Самар. гос.техн.ун-т.
- Довбищенко И.В., Ищенко А.Я., Машин В.С. (1997) Применение гелия при сварке алюминиевых сплавов плавящимся электродом. *Автоматическая сварка*, 2, 14–19.
- TALAT Lecture 1204 Precipitation Hardening 47 pages, 60 Figures prepared by M H Jacobs' Interdisciplinary Research Centre in Materials The University of Birmingham, UK Date of Issue: 1999. EAA - European Aluminium Association TALAT 1204.
- Антипов В.В., Ключкова Ю.Ю., Романенко В.А. (2017) Современные алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы. *Авиационные материалы и технологии*, 195–211. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-195-211
- Телешов В.В., Головлева А.П. (2011) Результаты исследований высокопрочных алюминиевых сплавов традиционных систем легирования. *Технология легких сплавов*, 1, 108–141.
- Способ повышения ударной вязкости алюминий-литиевых сплавов при криогенных температурах. Бейбел Хенри У. (US), Санкаран Кришнан Дк. (US) Сова, Брайан Дж. (US), 2012–2023.
- Захаров В.В., Фисенко И.А. (2013) Об экономии скандия при легировании им алюминий-литиевых сплавов. *Технология легких сплавов*, 4, 52–60.
- Шмитц К. (2014) *Справочник по переработке алюминия. Механическая подготовка, металлургическая обработка, термообработка*.
- Лимаренко А.Л., Ситало В.Г., Литвишко Т.Н. (2002) Свойства и структура высокопрочного свариваемого алюминий-литиевого сплава 1460. Державне конструкторське бюро «Південне» ім. М.К. Янгеля. *Космічна наука і технологія*. Додаток, 8, 1, 123–126.
- Литвинов В.В., Ярмилко А.В. (2013) Многопараметрическое адаптивное управление технологическим процессом электронно-лучевой сварки. *Математичні машини і системи*, 2, 130–138.
- Гуреева М.А., Грушко О.Е., Овчинников В.В., Шиганов И.Н. (2007) *Механические свойства и структура сварных соединений алюминий-литиевого сплава В-1341 в зависимости от режимов лазерной сварки*. ВИАМ, ноябрь.
- Скупов А.А., Иода Е.Н., Пантелеев М.Д. (2016) *Новые присадочные материалы для сварки высокопрочных алюминий-литиевых сплавов*, 9, ВИАМ.
- Федорчук В.Е., Кушнарева О.С., Алексеев Т.А., Фальченко Ю.В. (2014) Особенности легирования скандием металла швов сварных соединений высокопрочных алюминий-литиевых сплавов. *Автоматическая сварка*, 5, 30–34.
- Кривцун И.В., Квасницький В.В., Максимов С.Ю., Ермолаев Г.В. (2017) *Спеціальні способи зварювання: підручник*. Патон Б.Є. (ред.). Миколаїв, НУК.
- Патон Б.Е. (1995) Совершенствование способов сварки один из путей повышения качества и экономичности сварных конструкций. *Автоматическая сварка*, 11, 3–11.
- Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. и др. (1984) *Промышленные алюминий-литиевые сплавы: 2-е изд., перераб. и доп.* Москва, Металлургия.
- Рабкин Д.М., Игнатьев В.Г., Довбищенко И.В. (1975) *Состояние и перспективы применения алюминий-литиевых сплавов в сварных конструкциях*. Киев, Наукова думка.
- Колобнев Н.И., Фридляндер И.Н. (1994) *Алюминий-литиевые сплавы новый этап снижения массы летательных аппаратов*. Авиационные материалы на рубеже XX-XXI веков. Научно-технический сборник. Москва, ГП ВИАМ, 89–92.

References

- Beletsky, V.M., Krivov, G.A. (2005) *Aluminium alloys (Composition, properties, technology, application): Refer. Book*. Ed. By I.N. Fridlyander. Kyiv, Komintekh [in Russian].
- (2018) *Aviation maintenance technician handbook. Airframe Vol. 1 - U.S. Department of Transportation, Federal Aviation Administration Flight Standards Service, Oklahoma City* -2018. URL: <http://www.faa.gov>
- Davis J.R. (1993) *Aluminum and aluminum alloys*. ASM Specialty Handbook, ASM International.
- Stefanovich, V.A., Poznyak, I.G., Stefanovich, A.V. (2021) *Fundamentals of alloying structural materials*. Belarussian NTU, Minsk [in Russian].
- Setyukov, O.A. (2013) Aluminium alloy 1201 in the design of Buran spacecraft. *Aviats. Materialy i Tekhnologii. Spec. Issue*, 15–18 [in Russian].
- Ber, L.B. (2013) On aging stages of aluminium alloys. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 4, 66–76 [in Russian].
- Merkulova, G.A. (2008) *Metals science and heat treatment of nonferrous alloys. (здесь источник??)*
- Markashova, L.I., Grigorenko, G.M., Lozovskaya, A.V. et al. (2006) Effect of scandium additions on structure–phase state of weld metal in aluminium alloy joints after heat treatment. *The Paton Welding J.*, 6, 7–11.
- Ovchinnikov, V.V., Drits, A.M., Krymova, T.V. (1997) Technological features of the production of aircraft welded structures from aluminium-lithium alloy 1460. *Svaroch. Proizvodstvo*, 12, 26–29 [in Russian].

10. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M., Bernadsky, V.N., Makovetskaya, O.K. (2006) *Aluminium and its alloys in modern welded structures*. Kyiv, Ekotekhnologiya [in Russian].
11. Rabkin, D.M., Ignatiev, V.G., Dovbishchenko, I.V. (1982) *Arc welding of aluminium and its alloys*. Mashinostroenie [in Russian].
12. Dudar, L.A. (1995) *Features of electron beam welding of aluminium alloys used in the production of aircrafts: Manual*. Samara Gos. Aerokosm. Un-t. Samara [in Russian].
13. Luts, A.R., Suslina, A.A. (2013) *Aluminium and its alloys: Manual*. Samara GTU, Samara [in Russian].
14. Dovbishchenko, I.V., Ishchenko, A.Ya., Mashin, V.S. (1997) The use of helium in consumable electrode welding of aluminium alloys. *Avtomatich. Svarka*, 2, 14–19 [in Russian].
15. TALAT Lecture 1204: Precipitation Hardening Prep. by M. H. Jacobs. Interdisciplinary Research Centre in Materials, The University of Birmingham, UK Date of Issue: 1999. EAA - European Aluminium Association TALAT 1204.
16. Antipov, V.V., Klochko, Yu. Yu., Romanenko, V.A. (2017) Modern aluminium and aluminium alloys. *Aviats. Materialy i Tekhnologii*, 195–211 [in Russian]. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-195-211
17. Teleshov, V.V., Golovlyova, A.P. (2011) Results of the investigations of high-strength aluminium alloys of conventional alloying system. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 1, 108–141 [in Russian].
18. Beibel Henry W. (US), Sankaran Krishnan Dk. (US) Owl, Brian J. (US), Pat. 2012-2023. *Method for increasing the impact strength of aluminium-lithium alloys at cryogenic temperatures*.
19. Zakharov, V.V., Fisenko, I.A. (2013) On saving scandium in its doping to aluminium alloys. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 4, 52–60 [in Russian].
20. Schmitz, C. (2014) *Handbook on Aluminium Recycling. Mechanical Preparation, Metallurgical Processing, Heat Treatment* [in Russian].
21. Limarenko, A.L., Sitalo, V.G., Litvishko, T.N. (2002) Properties and structure of high-strength welded aluminium-lithium alloy 1460. State Design Bureau Yuzhnoe. *Kosmichna Nauka i Tekhnologiya*, Dodatok, 8(1), 123–126 [in Russian].
22. Litvinov, V.V., Yarmilko, A.V. (2013) Multiparameter adaptive control of the technological process of electron beam welding. *Matematychni Mashyny i Systemy*, 2, 130–138 [in Russian].
23. Gureeva, M.A., Grushko, O.E., Ovchinnikov, V.V., Shiganov, I.N. (2007) *Mechanical properties and structure of welded joints of aluminium alloy V-1341 depending on laser welding modes*. VIAM, November [in Russian].
24. Skupov, A.A., Ioda, E.N., Panteleev, M.D. (2016) New filler materials for welding of high-strength aluminium-lithium alloys. VIAM, 9 [in Russian].
25. Fedorchuk, V.E., Kushnaryova, O.S., Alekseenko, T.A., Falchenko, Yu.V. (2014) Peculiarities of alloying of weld metal of high-strength aluminium alloy welded joints with scandium. *The Paton Welding J.*, 5, 28–32.
26. Krivtsun, I.V., Kvasnytskyi, V.V., Maksymov, S.Yu., Yermolaev, G.V. (2017) *Special methods of welding: Manual*. Ed. by B.E. Paton. Mykolaiv, NUK [in Russian].
27. Paton, B.E. (1995) Improvement of welding methods is one of the ways to improve the quality and efficiency of welded structures. *Avtomatich. Svarka*, 11, 3–11 [in Russian].
28. Alieva, S.G., Altman, M.B., Ambartsumyan, S.M. et al. (1984) *Commercial aluminium alloys*. 2nd ed. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
29. Rabkin, D.M., Ignatiev, V.G., Dovbishchenko, I.V. (1975) *State-of-the art and prospects of application of aluminium alloys in welded structures*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
30. Kolobnev, N.I., Fridlyander, I.N. (1994) *Aluminium-lithium alloys as a new stage for weight reducing of aircrafts. Aviation materials at the threshold of 20-21 centuries: Scientific and Technical Collection*. Moscow, GP VIAM, 89–92 [in Russian].

ANALYSIS OF THE PROPERTIES AND FEATURES OF HIGH-STRENGTH DEFORMABLE ALUMINIUM ALLOYS OF Al-Li, Al-Cu-Mn SYSTEMS USED IN THE AEROSPACE INDUSTRY IN MANUFACTURE OF WELDED STRUCTURES (Review)

V.I. Zagornikov

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: zagornikov@technobeam.com.ua

The paper presents the main directions of development in the field of promising aluminium alloys. New generation alloys with improved chemical composition, technologies of production and heat treatment of semi-finished products are considered. The question of the relationship between the structure of the alloys and their operational properties, the influence of heat treatment modes and alloying on mechanical properties and weldability of aluminium alloys in order to obtain the specified predicted operational properties is highlighted. The results of the use of aluminium alloys in aviation and space technology are described. A review of industrial deformable alloys of Al-Li and Al-Cu-Mn system, and comparative characteristics of weldability of various promising aluminium alloys (1460, V-1469, 1201 and their analogues 2090, 2195, 2219) is conducted. 30 Ref., 1 Tabl.

Key words: heat treatment, weld alloying, weldability assessment, measures to prevent porosity, promising methods of producing welded joints, electron beam welding (EBW)

Отримано 01.11.2023

Отримано у переглянутому вигляді 10.12.2023

Прийнято 27.12.2023

НОВА КНИГА



Позняков В.Д. Зварювальні технології для ремонту металевих конструкцій. — Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2023. — 232 с.

У науково-технічному посібнику розглянуто питання щодо впливу різних факторів на структуру та механічні властивості металу швів і зони термічного впливу зварних з'єднань високоміцних низьколегованих та легованих високоміцних сталей з границею текучості 350...700 МПа. Розглянуто проблеми стосовно стійкості зварних з'єднань високоміцних сталей до утворення холодних тріщин і продемонстровано, як на цей процес впливають залишкові напруження, хімічний склад, структура, вміст дифузійного водню в наплавленому металі та технологічні параметри зварювання. Запропоновано способи зменшення рівня залишкових напружень у характерних для ремонтного зварювання жорстко закріплених з'єднаннях великої товщини, які реалізуються шляхом оптимізації технології зварювання. Розглянуто питання щодо впливу ремонтно-зварювальних технологій і змінюючих обробок на механічні властивості та циклічну довговічність зварних з'єднань високоміцних сталей. Викладено загальні рекомендації стосовно способів видалення дефектів і підготовки з'єднань до ремонтного зварювання, вибору зварювальних матеріалів, температури попереднього підігріву та режимів і техніки зварювання високоміцних сталей. Наведено приклади застосування ремонтно-зварювальних технологій при відновленні цілісності та працездатності металевих конструкцій кар'єрних екскаваторів і автосамоскидів великої потужності, резервуарів для переробки нафти, суцільнолитих масивних базових вузлів пресового обладнання та дробарок.

Посібник призначено для наукових працівників дослідних установ та ВУЗів, аспірантів, студентів, інженерних працівників, що спеціалізуються у галузі виготовлення і ремонту зварних металевих конструкцій тривалої експлуатації. Бібліогр. 126, табл. 54, рис. 159.

Замовлення на книги надсилати до редакції журналу.

ПОБУДОВА АНАЛІТИЧНОЇ МОДЕЛІ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНОЇ МНОЖИНИ, ЯКА ВІДЗЕРКАЛЮЄ ВПЛИВ ФРАКТАЛЬНИХ ПАРАМЕТРІВ СТРУКТУРНИХ СКЛАДОВИХ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ

В.В. Головка¹, О.В. Штофель², І.В. Красіков³

¹ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: vicholow@gmail.com

²НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Берестейський, 37.

³ІПМ ім. І.М. Францевича НАН України. 03142, м. Київ, вул. Кржижанівського 3.

Зростання використання високоміцних низьколегованих сталей у виробництві адитивних металоконструкцій супроводжується підвищенням вимог до достовірності результатів прогнозування в системі «склад–структура–властивості». Застосування методів фрактального аналізу дає змогу за допомогою числової параметризації встановити характеристики структури металу, металографічний аналіз яких дає лише якісну оцінку. У статті показано можливість фрактального аналізу для чисельної оцінки таких характеристик структури адитивних металів, як загальна довжина меж зерен, розподіл дислокацій на структурних границях зерен, щільність розподілу скупчень неметалевих включень на відстані менше $5r$ один від одного. Показано можливість чисельної параметризації структури та неметалевих включень у системі «структура–фрактал–властивості» для прогнозування механічних властивостей адитивного металу типу низьколегованих високоміцних сталей. Бібліогр. 7, табл. 7, рис. 9.

Ключові слова: адитивний метал, металографічний аналіз, фрактальний аналіз, металева конструкція, неметалічні включення, механічні властивості

Вступ. Постійно зростаючий рівень вимог до зварних конструкцій зумовлює актуальність проблеми оцінювання структури металу з метою підвищення надійності прогнозування властивостей зварних з'єднань. На механічні властивості металу найбільш суттєвий вплив мають складові його структури, що характеризуються високою чутливістю до навіть відносно малих варіацій термодинамічних параметрів їх формування. Стандарти з металографічних методів оцінювання складових мікроструктури металів стосуються до дуже обмеженого переліку об'єктів дослідження [1]. Зокрема стосовно одного з найпоширеніших при виготовленні зварних металоконструкцій матеріалу – низьколегованих сталей – стандартизовані методи використовуються для визначення:

- видимих розмірів феритного або аустенітного зерна (ДСТУ ISO 643:2009);
- середнього розміру зерна (ASTM E112-13);
- об'ємної частки ідентифікованого компонента або фази з розрізів мікроструктури за допомогою точкової сітки (ASTM E562-19);
- вмісту неметалевих включень чи другої фази в металевій основі (ASTM E1245).

Дослідження останніх років свідчать, що на механічні властивості сталей суттєвий вплив, окрім означених показників, справляють такі характеристики як розгалуженість міжзеренних та внутрішньозеренних границь зерен, скупчення

дислокацій, морфологія феритних зерен, щільність розподілу неметалевих включень в структурі металу [2]. Механічні властивості металу забезпечуються комплексом структурних параметрів, тому виокремлення з цього комплексу обмеженого переліку показників, які визначаються стандартами металографічних досліджень, недостатньо для прогнозування механічних властивостей металу з високим рівнем відповідності експериментальним даним [3]. При дослідженні адитивного металу це набуває особливої актуальності в зв'язку з формуванням їх структури в умовах високоградієнтних температурних та концентраційних полів. Проблема врахування широкого переліку структурних показників полягає в тому, що результати топологічних замірів характеристик мікроструктури мають різний розмір фізичних параметрів, що ускладнює їх використання в процесах моделювання. На вирішення цієї проблеми спрямовані методи фрактального аналізу, які дозволяють оперувати однорідними числовими показниками для оцінювання різних структурних об'єктів [4].

Використання методів фрактального аналізу для кількісного оцінювання широкого кола структурних показників спрямовано на співставлення числових розмірностей елементів структури з показниками механічних властивостей металу. При цьому слід відзначити, що ефективність фрактального методу залежить від його чутливості до

Головка В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-2117-0864>, Штофель О.О. – <https://orcid.org/0000-0003-0965-6340>,

Красіков І.В. – <https://orcid.org/0009-0009-4802-7951>

© В.В. Головка, О.О. Штофель, І.В. Красіков, 2024

Таблиця 1. Фізико-хімічні характеристики сполук, які використовували при експериментах

Сполука	T плавлення, °C	Тип кристалової решітки	Параметр решітки, нм	Невідповідність з розміром δFe , %	Міжфазна енергія, мДж/м ²
TiN	2930	ГЦК	a-4,260	16	393
TiC	3160	ГЦК	a-4,336	18	3360
SiC	2730	Гексагональна	a-3,073 c-10,053	21	5340
TiO ₂	1843	Тетрагональна	a-4,593 c-2,959	25	360
Al ₂ O ₃	2044	Ромбоєдрична	a-5,120 a-55,25 ⁰	39	670

зміни характеристик досліджуваного матеріалу. Проведені дослідження були спрямовані на встановлення наявності взаємно однозначної відповідності числових розмірностей структурних складових адитивного металу типу низьколегованих сталей з їх механічними властивостями.

Матеріали та методи досліджень. Дослідження виконували на зразках адитивного металу, які були отримані при дуговому зварюванні стикових з'єднань низьколегованої сталі категорії міцності K69. Параметри збирання стикового з'єднання показані на рис. 1. Зварювання виконували порошковим дротом Oerlikon Fluxocord 35.22 діаметром 4 мм під шаром агломерованого флюсу CEWELD ST65. Зварювання проводили на постійному струмі 550 (± 10) А зворотної полярності при напрузі на дузі 35 (± 1) В з погонною енергією 14,7 (± 1) кДж/см. З метою отримання металу швів близьких за хімічним складом, але з певною різницею за вмістом структурних складових, до рідкої ванни в процесі зварювання інокулювали дисперсні частинки тугоплавких сполук. В якості інокулянтів використовували частинки розміром 50...200 мкм оксидів (Al₂O₃, TiO₂) та карбідів (SiC, TiC) і нітриду (TiN). Фізико-хімічні характеристики інокулянтів наведені в табл. 1. Дисперсні частинки інокулювали до зварювальної ванни через осердя порошкового дроту, який вводили у вигляді «холодної» присадки до рідкого металу. Присадковий порошковий дріт діаметром 1,6 мм виготовляли зі сталеві стрічки марки Св-08Ю розміром 0,5'12 мм з коефіцієнтом заповнення 20 %. Шихта осердя складалася з 10 % тугоплавких частинок і 90 % порошку заліза марки ПЖМ. Отримані дані співставляли з результатами аналізу зразків металу шва без інокулювання тугоплавкими сполуками (шов Base).

З металу зварних швів вирізали зразки для проведення хімічного, металографічного аналізів,

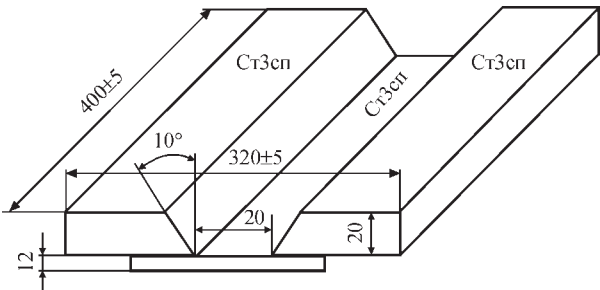


Рис. 1. Підготовка стикового з'єднання для отримання зразків металу швів відповідно з вимогами ISO 14171

визначення механічних властивостей за схемою, наведеною на рис. 2.

Металографічні дослідження проводили на поперечних шліфах, вирізаних із зварних з'єднань. Структуру металу швів досліджували на оптичному мікроскопі «Neophot 32». Виявлення мікроструктури у зразках проводили методом хімічного травлення у 4%-му спиртовому розчині азотної кислоти. Зразки для досліджень виготовляли за стандартними методиками із застосуванням алмазних паст різної дисперсності. Розмір структурних складових визначали відповідно до ГОСТ 5639.

Механічні властивості металу швів визначали відповідно до стандартів ДСТУ ISO 6892-1:2019 та ДСТУ EN 10045-1:2006.

Для вивчення питання взаємозв'язку структурних (фрактальних) і фізичних характеристик використовували програми визначення мультифрактальних характеристик зображень в результаті обчислення як мікрофотографій зі стандартним порогом, так і оброблених зображень, у яких виділено кордони.

Методами фрактального аналізу описували частку структурних складових і неметалевих включень в металі швів, описували за допомогою хаусдорфової розмірності D_0 , що несе узагальнену інформацію про розмірність простору, в якій сформований мультифрактал. Для оцінки щільності розподілу дислокацій на межах структурних зерен використовували спеціально розроблену програму, що характеризує неоднорідність розподілу елементів мультифракталу в просторі, а також програму для оцінки ймовірності знаходження включень, розташованих на відстані менше п'яти радіусів один від одного, що задається

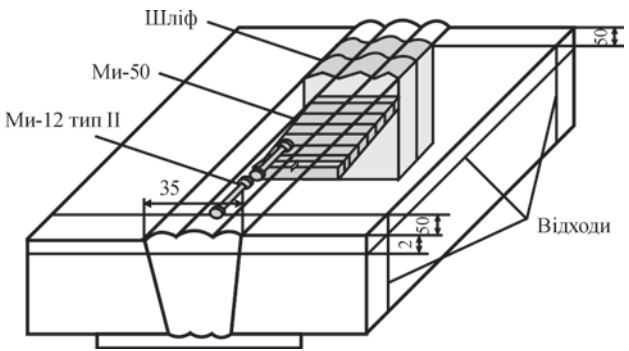


Рис. 2. Схема відбору зразків для проведення металографічного аналізу та визначення хімічного складу, механічних властивостей і структури металу швів

Таблиця 2. Хімічний склад металу швів

Шов	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti
Base	0,042	0,290	1,32	0,024	0,014	0,16	2,19	0,27	0,36	0,039	0,019
TiC	0,054	0,263	1,28	0,025	0,011	0,13	2,22	0,26	0,49	0,035	0,009
TiN	0,035	0,317	1,40	0,019	0,009	0,14	2,29	0,26	0,56	0,036	0,011
SiC	0,066	0,370	0,92	0,016	0,024	0,14	1,72	0,23	0,54	0,021	0,005
TiO ₂	0,035	0,405	1,24	0,016	0,021	0,11	1,97	0,27	0,68	0,031	0,017
Al ₂ O ₃	0,034	0,424	1,40	0,017	0,023	0,12	2,15	0,29	0,72	0,03	0,02

Таблиця 3. Механічні властивості металу швів

Шов	Rm	Re	A	Z	KCV, Дж/см ² при T, °C			
	МПа		%		20	0	–20	–40
Base	693	605	14	49	97	87	75	53
TiC	716	644	19	63	111	97	85	73
TiN	712	580	5,3	14,7	55	47	40	35
SiC	775	729	18	60	55	49	44	36
TiO ₂	709	639	19	57	85	72	60	50
Al ₂ O ₃	728	621	17	54	82	58	50	36

Таблиця 4. Вміст (%) структурних складових в металі швів

Шов	Бейніт верхній	Бейніт нижній	Ферит полігональний	Мартенсит	Частка неметалевих включень, %	Середній розмір феритного зерна, мкм
Base	52,0	31,8	9,2	10,8	0,62	51,24
TiC	22,2	60,8	6,0	9,5	0,62	45,24
TiN	21,0	57,8	9,8	9,9	0,77	54,31
SiC	25,0	55,5	9,2	9,3	0,64	44,18
TiO ₂	28,0	54,6	5,6	9,7	0,37	41,89
Al ₂ O ₃	41,2	28,7	12,8	17,3	0,47	41,18

Таблиця 5. Результати аналізу вмісту неметалевих включень в металі швів

Шов	Частка (%) включень в металі шва	Частка включень (%) в розмірному діапазоні			
		<0,31 мкм	0,37...0,61 мкм	0,67...0,97 мкм	1,03...1,57 мкм
Base	0,47	29,63	46,67	17,65	6,05
TiC	0,62	24,51	45,80	22,69	7,00
SiC	0,68	27,16	44,89	21,59	6,36
TiO ₂	0,81	30,89	40,96	20,37	7,78
Al ₂ O ₃	0,74	30,48	43,95	18,50	7,07

ймовірністю знаходження двох точок на певній відстані одна від одної.

Результати досліджень. В табл. 2 та 3 наведено результати визначення хімічного складу та механічних властивостей металу досліджених швів, а в табл. 4 та 5 вміст структурних складових та неметалевих включень в зразках зварних швів, відповідно.

Для проведення фрактального аналізу були відібрані по п'ять оптичних зображень вторинної структури при збільшенні 1000 для кожного

зразка металу шва (рис. 3, 4). Після комп'ютерної обробки зображень за програмою ImageJ було отримано бінаризовані зображення відповідних структур (рис. 5), для яких визначали фрактальний параметр D_0 . Результати фрактальної параметризації наведено в табл. 6.

У сталях і сплавах визначальний вплив на комплекс механічних властивостей має будова границь структурних зерен. При достатньо швидкій кристалізації металу зварювальної ван-

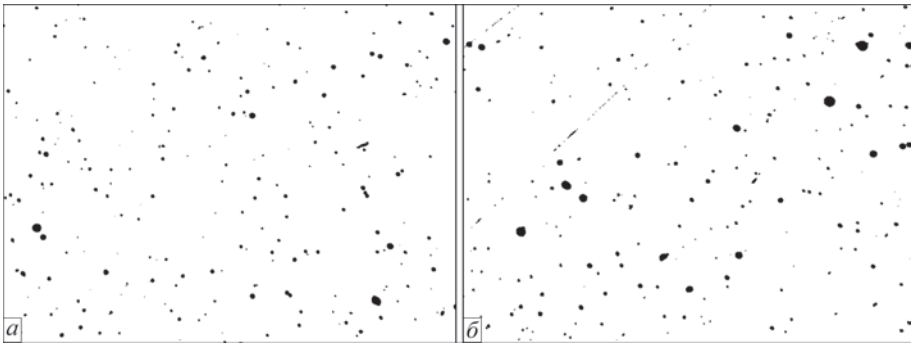


Рис. 3. Шліфи зразків металу шва: а – зразок Base; б – зразок TiC

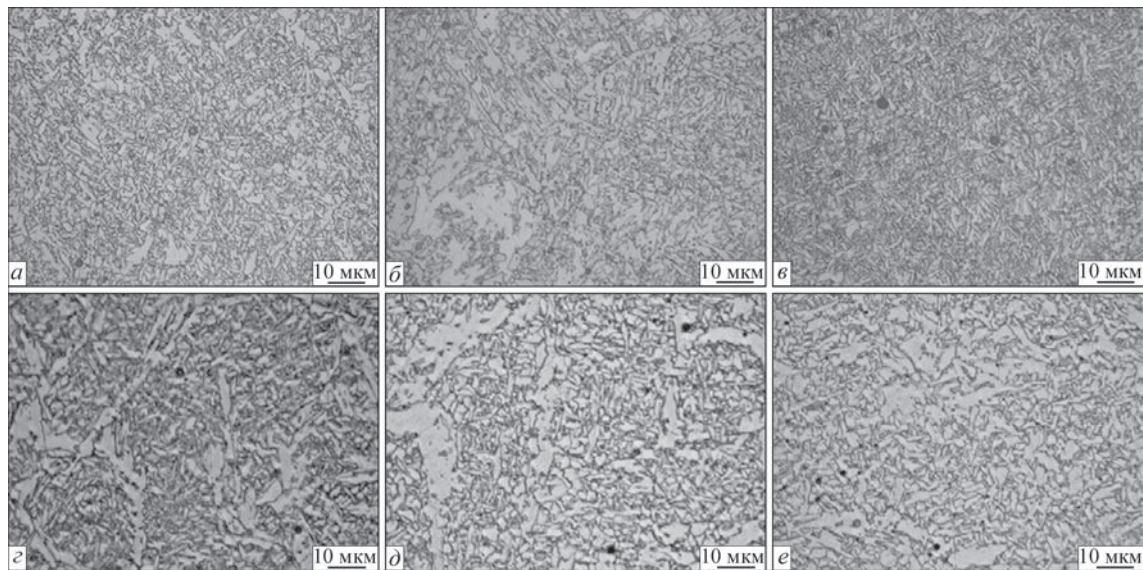


Рис. 4. Мікроструктура металу швів, модифікованих сполуками: *a* – Base; *б* – SiC; *в* – TiN; *г* – TiC; *д* – TiO₂; *е* – Al₂O₃

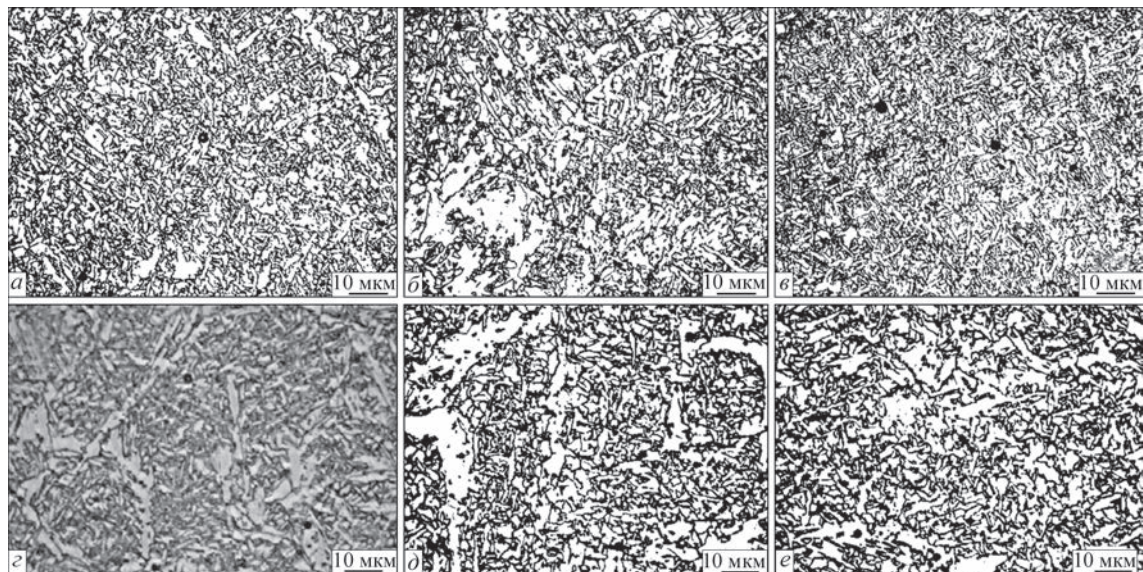


Рис. 5. Бінарізоване зображення структури металу швів, модифікованих сполуками: *a* – Base; *б* – SiC; *в* – TiN; *г* – TiC; *д* – TiO₂; *е* – Al₂O₃

ни, в умовах, далеких від рівноважних, в метали зварних швів зазвичай формується полікристалічна структура, зерна якої в залежності від умови зростання, зіткнення та рекристалізації мають довільну форму. Кристалічна решітка зерен по границях знаходиться під впливом силових полів решіток обох дотичних кристалітів, насичена домішковими атомами, дислокаціями, ва-

кансіями, має підвищену енергію границь зерен. Ці обставини сприяють тому, що саме границі зерен є місцями найбільш високої вірогідності зародження та розвитку тріщин. Фрактальний аналіз має розширити базу наших знань щодо цих процесів з метою підвищення відповідності результатів їх комп'ютерного моделювання ре-

Таблиця 6. Фрактальні параметри, отримані в результаті аналізу оптичних зображень структури металу швів

Параметри шва	TiN	SiC	Base	TiC	TiO ₂	Al ₂ O ₃
Параметр вмісту включень D_v	0,9102	0,9024	0,8826	0,8349	0,7888	0,7829
Параметр розгалуженості зерен бейніту $D_{рзб}$	0,5158	0,5178	0,5244	0,5329	0,5510	0,5478
Параметр розгалуженості границь зерен $D_{ргз}$	1,9387	1,8767	1,9068	1,9317	1,8150	1,8225
Параметр розгалуженості дислокацій $D_{дис}$	0,4167	0,4807	0,4058	0,4157	0,3850	0,3965
Скупчення включень <0,5 мкм, $D_{0,3}$	0,659	0,693	0,972	0,702	0,645	0,587
Скупчення включень 0,5...0,8 мкм, $D_{0,5}$	0,738	0,916	1,056	0,782	0,752	0,658
Скупчення включень <0,8 мкм, $D_{0,8}$	1,009	1,102	1,252	1,254	1,119	1,067

альним механічним властивостям металу зварних з’єднань.

Для отримання фрактальної розмірності застосовували метод Мінковського [5]. З цією метою обирали декілька зображень для кожного зразка. На першому етапі за допомогою програми ImageJ вимірювали розміри всіх зерен структури та неметалевих включень, досліджували розподіл границь зерен та дислокацій в структурі металу, за допомогою програми Fractal [6] розраховували фрактальну розмірність досліджених об’єктів.

Для проведення фрактального аналізу були відібрані по п’ять оптичних зображень вторинної структури при збільшенні $\times 1000$ для кожного металу шва. Після обробки за програмою ImageJ отримали бінарні зображення відповідних структур, для яких визначали фрактальний параметр. Результати фрактальної параметризації наведено в табл. 6.

Для обчислення фрактальної розмірності було використано клітинний метод. Згідно цього методу підготовлене зображення фракталу (рис. 1) покривають сітками з квадратними клітками («box counting method») із зменшенням кроку сітки d до $1\text{px} = 0,0377\text{ мкм}$ і підраховують кількість кліток $N(d)$, у які потрапила інформаційна границя (границя зерна) досліджуваного фрактального об’єкту – структури. Фрактальну розмірність зображення D визначають внаслідок апроксимації отриманого набору точок за допомогою методу найменших квадратів за виразом (1):

$$D = \lim_{d \rightarrow 0} \frac{\ln N(d)}{\ln \frac{1}{d}}.$$

(1)

При дослідженні зазначеним методом були отримані дані з параметру розгалуженості неметалевих включень і щільність їх розподілу на відстані менше $0,5r$ одне від одного, при цьому слід зауважити, що складова програми не враховує розмір включень, а показує лише їх скупченість на відстані від 0 до 4 мкм до кожного наступного.

Фрактальні об’єкти мають як мінімум дві важливі якості: масштабну інваріантність і самоподібність, а також демонструють однакові рівні неправильності незалежно від збільшення об’єкта. З метою перевірки відповідності отриманих результатів умовам фрактального аналізу було проведено співставлення отриманих фрактальних параметрів $D_{\text{рзб}}$ розгалуження границь зерен бейніту у структурі металу швів в залежності від використаних збільшень ($\times 320$ та $\times 1000$), результати якого наведено в табл. 7.

Наведені в табл. 7 дані свідчать, що результати визначення фрактальних параметрів розгалуження границь зерен, які були отримані при трикратній різниці показника збільшення зображень, відрізняються не більше ніж $\sim 1\%$, що підтверджує

Таблиця 7. Фрактальні параметри розгалуженості зерен бейніту, отримані в результаті аналізу оптичних зображень структури металу швів

Шов	Фрактальний параметр $D_{\text{рзб}}$		
	Збільшення		Відхилення $D_{\times 1000}/D_{\times 320} \%$
	$\times 1000$	$\times 320$	
TiN	0,5158	0,5159	1,00
SiC	0,5177	0,5151	1,01
Base	0,5244	0,5194	1,01
TiC	0,5329	0,5258	1,01
TiO ₂	0,5479	0,5737	0,95
Al ₂ O ₃	0,5510	0,5244	1,05

можливість використання фрактальної параметризації для оцінювання структури металу швів.

Фрактальна параметризація характеристик неметалевих включень. Відомо, що на формування вторинної мікроструктури металу зварних швів низьколегованих сталей найбільш помітний вплив мають неметалеві включення розміром від 0,3 до 0,8 мкм. Методи фрактального аналізу дозволяють виділити вплив на механічні властивості металу швів певної групи включень. Такий підхід дозволив розглянути ефективність вмісту включень розміром 0,3...0,8 мкм при визначенні ударної в’язкості металу швів. На рис. 6 показано вплив фрактального розміру включень розміром 0,3...0,8 мкм на показник ударної в’язкості металу швів.

Як видно з наведених даних залежність між фрактальною розмірністю включень в розмірному діапазоні 0,3...0,8 мкм і рівнем ударної в’язкості металу швів має екстремальний характер, що свідчить про необхідність врахування додаткових характеристик неметалевих включень.

Однією з важливих характеристик включень є їх розподіл в структурі металу. Включення, які розташовані більш-менш рівномірно в структурі швів, не мають великого впливу на механічні властивості металу. В металі швів можуть бути включення, які розташовані на відстані одне від одного більше п’ятикратного радіусу включень ($L \geq 5r$),

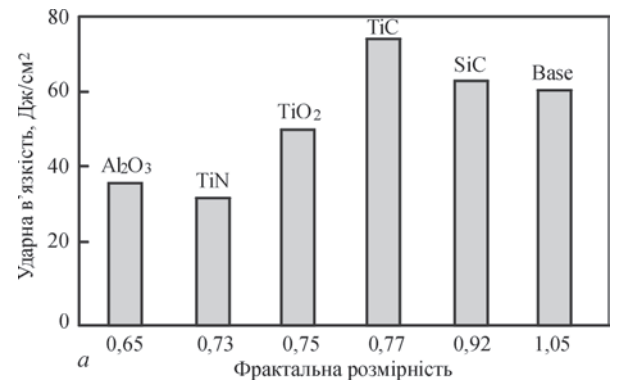


Рис.6. Залежність між фрактальною розмірністю включень розміром 0,3...0,8 мкм (D_v) та ударною в’язкістю металу швів при температурі випробування $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$

або у вигляді скупчень ($L \leq 5r$), чи розташовані у вигляді ланцюжків на границях зерен. В останніх двох випадках такі скупчення можуть бути осередками зародження крихкого руйнування металу. На жаль сучасні методи металографічних досліджень не враховують щільність розподілу включень в металевій матриці.

Для оцінювання впливу неметалевих включень розроблено методику використання фрактальних показників для опису вмісту неметалевих включень в металі зварних швів. Програма [7] застосовує алгоритм рекурсивного обходу пікселів області включення на зображенні. Статистичні та стереометричні характеристики включень розраховуються виходячи з припущення круглої форми включень. Таким чином, ми оцінюємо радіус включення як $\pi \sqrt{S/\pi}$, де S – площа включення в пікселях. Після розрахунку розмірів включень програма будує гістограми розподілу включень за площею та розміром. Остання використовується як основа для розрахунку значення χ^2 критерію Пірсона, яке використовується для перевірки належності отриманої вибірки до одного з попередньо визначених типів розподілу.

Програма також надає можливість фільтрувати шуми на зображенні (наприклад, окремі пікселі, які вносять значне зміщення в гістограми під час вивчення розподілів за розмірами включень та відстанями між ними), а також дозволяє користувачам створювати діаграми з різною кількістю стовпців.

Фрактальний параметр, який враховує вплив щільності розподілу неметалевих включень на рівень ударної в'язкості можливо представити у вигляді виразу

$$D_{\text{нвц}} = 1,5(D_{0,8} - D_v) + D_{0,8}^{(1-0,75D_{\text{дис}})}, \quad (2)$$

де D_v та $D_{0,8}$ – фрактальний параметр загального вмісту неметалевих включень в металі шва та скупчень включень на відстані менше $0,5r$ одне від одного; $D_{\text{дис}}$ – фрактальний параметр щільності дислокацій на границях зерен.

У виразі (2) перша складова виокремлює вплив скупчення включень розміром до $0,8$ мкм на відстані менше $5r$ одне від одного із загального впли-

ву неметалевих включень. Друга складова описує вплив щільності розподілу дислокацій на границях структурних зерен ($1 - kD_{\text{дис}}$), де k – коефіцієнт пропорційності (0,75).

Результати визначення фрактального параметру щільності розподілу неметалевих включень на відстані менше $5r$ одне від одного, які наведено на рис. 7, б, свідчать, що такий показник більш коректно описує вплив включень на ударну в'язкість металу швів (рис. 7, а) порівняно з результатами, наведеними на рис. 6.

Слід зауважити, що програма, яка була використана при дослідженнях, дозволяє обраховувати фрактальний параметр розгалуженості дислокацій на границях зерен без врахування їх товщини і це дещо знижує відповідність між розрахунковими даними та результатами експериментів.

Фрактальна пераметризація зернової структури. Показники міцності металу визначаються розміром зерен (d), відповідно до залежності Холла–Петча, з одного боку та щільності дислокаційної структури на границях зерен, з іншого, а також впливом дисперсійного зміцнення, яке залежить від щільності розподілу в структурі металу скупчень неметалевих включень, які знаходяться на відстані менше $5r$ одне від одного.

Методи фрактального аналізу дають можливість врахувати параметри зерен структури на показники міцності металу, а також вплив дислокаційної структури на показники міцності металу за допомогою показника $D_{\text{дис}}$ та скупчень неметалевих включень через показник $D_{0,8}$.

Мультифрактальний показник $D_{\text{мф}}$ дозволяє описати сумарний вклад цих трьох складових:

$$D_{\text{мф}} = D_{\text{рзб}} + D_{\text{дис}} + D_{0,8}. \quad (3)$$

Результати визначення сумарного впливу показників структури зерен ($D_{\text{рзб}}$), дислокаційної структури ($D_{\text{дис}}$) та дисперсійного зміцнення ($D_{0,8}$) на показник межі плинності металу зварних швів ($\sigma_{0,2}$) представлено на рис. 8.

При цьому слід зауважити, що цей показник дозволяє враховувати як загально відомі характеристики – розгалуження бейнітних зерен структу-

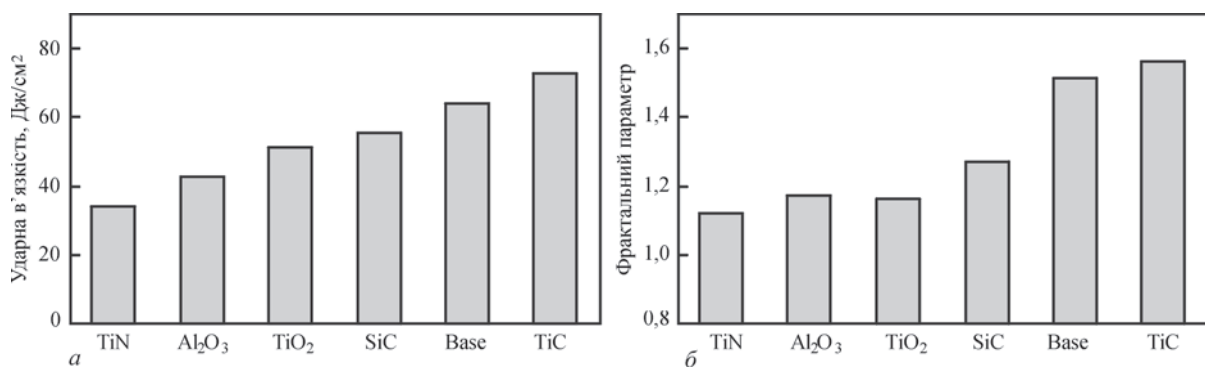
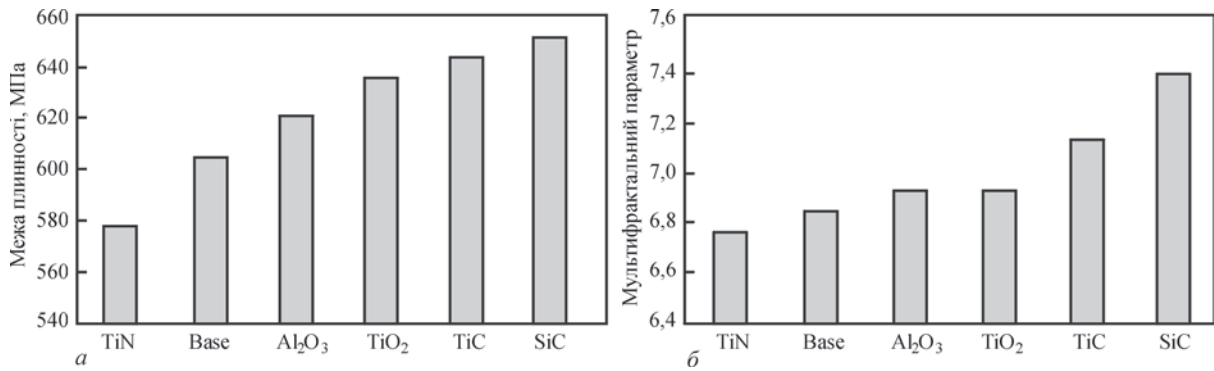
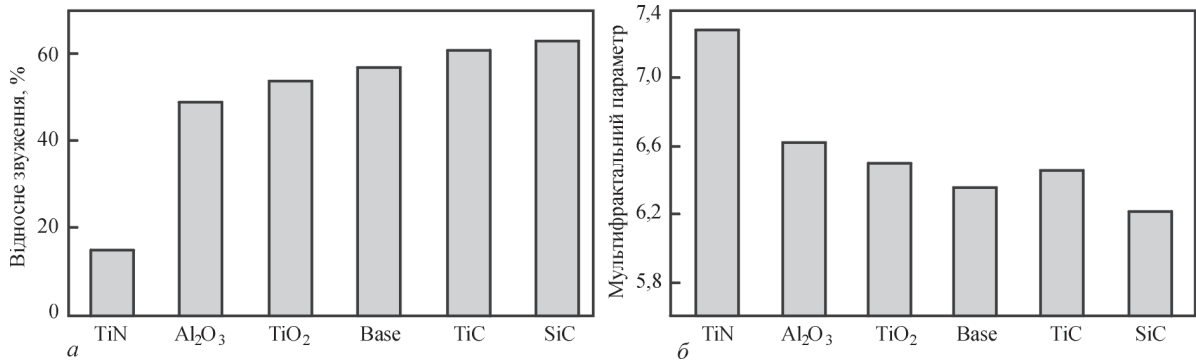


Рис. 7. Результати визначення показників ударної в'язкості при температурі випробування -20°C (а) та фрактального параметру неметалевих включень в металі швів $D_{\text{нвц}}$ (б)

Рис. 8. Результати визначення межі плинності металу швів (а) і мультифрактального показника D_{mf} (б)Рис. 9. Результати визначення відносного видовження зразків металу зварних швів (а) і мультифрактального показника D_{pl} (б)

ри ($D_{pзб}$) та розгалуження дислокацій на границях зерен ($D_{дис}$), так і показники розгалуження включень розміром більше 0,8 мкм ($D_{0,8}$), які не мають числового вираження при використанні методів оптичної металографії.

Слід зауважити, що програма, яка була використана при дослідженнях, дозволяє обрахувати фрактальний параметр розгалуженості границь зерен, а також фрактальний параметр розподілу дислокацій на границях зерен без врахування їх товщини і це дещо знижує відповідність між розрахунковими даними та результатами експериментів.

Пластичність металу зазвичай описують за допомогою показників відносного звуження і подовження зразків матеріалу до руйнування при статичному навантаженні. Процес руйнування починається із зародження мікротріщин і продовжується по мірі їх розвитку. Накопичення дислокацій при формуванні зернограничної структури та неметалевих включень на границях зерен металевої матриці сприяють підвищенню імовірності зародження тріщин. Наявність на межах зерен дисперсних включень розміром 0,5...0,8 мкм значно підвищує ризик утворення мікротріщин. За результатами фрактального аналізу структури зварних швів схильність до руйнування зразків металу при статичному навантаженні (показник є величиною, оберненою до пластичності металу) можна описати мультифрактальним показником $D_{пл}$:

$$D_{пл} = \ln D_{pзб} - D_{в} - D_{0,8} - 1,5 D_{дис}. \quad (4)$$

При цьому слід зазначити, що цей показник дозволяє врахувати такі загальновідомі характе-

ристики, як загальна довжина меж зерен структури ($D_{pзб}$) і розгалуженість неметалічних включень у металі ($D_{в}$), а також показники розгалуженості включень розміром понад 0,8 мкм, які знаходяться на відстані менше $5r$ одне від одного ($D_{0,8}$) та щільність дислокацій на межах зерен ($D_{дис}$), які не мають числового вираження при використанні методів оптичної металографії. З гістограм, наведених на рис. 9, видно, що характер зміни схильності до руйнування (обернена залежність відносно пластичності) металу шва можна описати за результатами фрактального аналізу.

Таким чином, наведений приклад системного аналізу свідчить про можливість розширення бази знань щодо особливостей впливу структурних складових та неметалевих включень в структурі металу на такі механічні властивості зварних швів, як показники міцності, пластичності та в'язкості завдяки використанню методів фрактального аналізу при виготовленні металоконструкцій з низьколегованих високоміцних сталей.

Встановлення сталих достовірних залежностей в системі «склад–структура–властивості» стосовно прогнозування параметрів технології зварювання, добору зварювальних матеріалів потребує використання розширеної бази знань з особливостей формування структури та неметалевих включень в металі швів, та їх впливу на механічні властивості зварних з'єднань. Збільшення обсягів використання методів фрактальної параметризації для аналізу характеристик структури зварних швів в системі «структура–фрактал–властивості» спри-

ятиме розвитку досліджень в галузі металознавства зварних металоконструкцій.

Висновки

Проведено дослідження методами фрактального аналізу впливу структурних зерен та неметалевих включень на показники границь механічних властивостей адитивного металу типу низьколегованих сталей. Показано, що параметри структури адитивного металу можуть розглядатися як фрактальні об'єкти, тому що мають як мінімум дві важливі якості: масштабну інваріантність і самоподібність, а також демонструють однакові рівні неправильності незалежно від збільшення об'єкта. В результаті проведених досліджень було встановлено:

1. Залучення методів фрактальної параметризації для аналізу оптичних зображень структури дозволяє суттєво розширити обсяг показників структури металу та неметалевих включень, залучених для опису залежності «склад–структура–властивості».

2. Методи фрактального аналізу дають можливість отримати числову параметризацію таких параметрів структурних границь зерен, як ($D_{гз}$) та щільності дислокаційної структури на границях зерен ($D_{дис}$).

3. Фрактальний аналіз оптичних зображень розподілу неметалевих включень в металевій матриці дозволяє отримати числові параметри вмісту включень (D_v) та щільності розподілу скупчення включень на відстані менше $5r$ одне від одного ($D_{0,8}$).

4. Залучення фрактального аналізу до цифрової параметризації показників структури та неметалевих включень в адитивному металі дозволяє значно розширити інформаційну базу, яка використовується при моделюванні в системі «склад–структура–властивості», стосовно до зварювання низьколегованих сталей.

Список літератури

1. Brown, C.U., Donmez, A. (2016) *Microstructure Analysis for Additive Manufacturing: A Review of Existing Standards*. <http://dx.doi.org/10.6028/NIST.AMS.100-3>.
2. Bhadeshia H., Honeycombe R. (2017) *Seels. Microstructure and Properties*. Fourth edition. Published by Elsevier Ltd. All rights reserved. ISBN: 978-0-08-100270-4
3. Большаков В.И., Дубров Ю.И., Касьян О.С. (2010) Микроструктура стали как определяющий параметр при прогнозе ее механических характеристик. *Допов. Нац. акад. наук Укр.*, **6**, 89–96.
4. Большаков В.И., Волчук В.Н., Дубров Ю.И. (2017) Топологические и фрактальные инварианты структуры для оценки качества металла. *Допов. Нац. акад. наук Укр.*, **4**, 42–48.
5. Sinha S., Kim D-I., Fleury E., Suwas S. (2015) Effect of grain boundary engineering on the microstructure and mechanical properties of copper containing austenitic steel Mater. Sci. Eng. A 626, 175–185.
6. Zhang, I., Lu, C., Tieu, K. (2016) A review on atomistic simulation of grain boundary behaviors in face-centered cubic metals. *Computer Mater. Sci.*, **118**, 180–191.
7. Красиков І.В. та ін. (2022) *Комп'ютерна програма «Fractulator 2»*. Свідоцтво про реєстрацію авторського права на твір № 115438. Україна, 25.10.2022.

References

1. Brown, C.U., Donmez, A. (2016) *Microstructure Analysis for Additive Manufacturing: A Review of Existing Standards*. <http://dx.doi.org/10.6028/NIST.AMS.100-3>.
2. Bhadeshia, H., Honeycombe, R. (2017) *Seels. Microstructure and Properties*. Fourth edition. Publ. by Elsevier Ltd. All rights reserved. ISBN: 978-0-08-100270-4.
3. Bolshakov, V.I., Dubrov, Yu.I., Kasyan, O.S. (2010) Microstructure of steel as the determinant parameter in prediction of its mechanical characteristics. *Dopov. NANU*, **6**, 89–96 [in Russian].
4. Bolshakov, V.I., Volchuk, V.N., Dubrov, Yu.I. (2017) Topological and fractal invariants of structure for evaluation of metal quality. *Dopov. NANU*, **4**, 42–48 [in Russian].
5. Sinha, S., Kim, D-I., Fleury, E., Suwas, S. (2015) Effect of grain boundary engineering on the microstructure and mechanical properties of copper containing austenitic steel Mater. Sci. Eng. A., **626**, 175–185.
6. Zhang, I., Lu, C., Tieu, K. (2016) A review on atomistic simulation of grain boundary behaviors in face-centered cubic metals. *Computer Mater. Sci.*, **118**, 180–191.
7. Krasikov, I.V. et al. (2022) *Computer program Fractulator 2*. Certificate on registration of registration of copyright for the work, 115438, Ukraine, 25.10.2022 [in Ukrainian].

CONSTRUCTION OF AN ANALYTICAL MODEL OF MULTIFRACTAL SET THAT REFLECTS THE INFLUENCE OF STRUCTURAL COMPONENT FRACTAL PARAMETERS ON ADDITIVE METAL MECHANICAL PROPERTIES

V.V. Holovko¹, O.V. Shtofel², I.V. Krasikov³

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: vicholow@gmail.com

²National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”. Beresteyskiy Ave., 37, 03056, Kyiv, Ukraine.

³Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of NASU. 3 Krzhyzhanovskoho Str., 03142, Kyiv, Ukraine.

Growing use of high-strength low-alloy steels in additive metal structure manufacture is accompanied by an increase in the requirements to the reliability of prediction results in the “composition-structure-properties” system. Application of fractal analysis methods allows establishing the metal structure characteristics by numerical parametrization, the metallographic analysis of which gives only a qualitative assessment. The paper shows the possibilities of fractal analysis for numerical evaluation of such characteristics of additive metal structure as the total length of grain boundaries, distribution of dislocations at the grain structural boundaries, distribution density of nonmetallic inclusion accumulations at a distance less than $5r$ from one another. Shown is the possibility of numerical parametrization of the structure and nonmetallic inclusions in the “structure-fractal-properties” system for predicting the mechanical properties of additive metal of high-strength low-alloy steel type. 7 Ref., 7 Tabl., 9 Fig.

Keywords: additive metal; metallographic analysis; fractal analysis; metal structure; nonmetallic inclusions; mechanical properties.

Отримано 20.10.2023

Отримано у переглянутому вигляді 01.12.2023

Прийнято 18.12.2023

ГАЗОТЕРМІЧНЕ НАПИЛЕННЯ ПОКРИТТІВ, ЩО МІСТЯТЬ МАХ-ФАЗУ Cr_2AlC (Огляд)

Н.В. Вігілянська¹, Д.В. Філоненко¹, А.О. Ющенко¹, Ц. Сендеровскі², Ж.-К. Гривель³

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: pewinataliya@gmail.com

²Варшавський політехнічний університет. 00-661, м. Варшава, Польща, пл. Політехніки, 1

³Данський технічний університет. Anker Engellunds Vej, Building 301, Конгенс-Люнгбю, Данія, 2800.

Наведено огляд наукових робіт, присвячених формуванню покриттів, що містять МАХ-фазу Cr_2AlC , в умовах процесів газотермічного напилення. Основними методами одержання покриттів, що містять МАХ-фазу Cr_2AlC , є плазмове, високошвидкісне газополуменеве та холодне газодинамічне напилення. В якості матеріалів для напилення використовують як порошки з синтезованою МАХ-фазою Cr_2AlC , одержаних методом спікання, так і порошки механічної суміші вихідних компонентів. Для збереження МАХ-фази в порошок та запобігання окисленню частинок в процесі напилення, використовують високошвидкісні методи напилення (високошвидкісне плазмове, високошвидкісне газополуменеве та холодне газодинамічне). Швидкість польоту частинок при напиленні цими методами складає 500...900 м/с, тому в цих випадках формуються покриття, фазовий склад яких відповідає фазовому складу порошків, які напилюються, та вміст фази Cr_2AlC в таких покриттях складає 79...98 мас. %. У випадку використання механічної суміші компонентів для протікання синтезу МАХ-фази в процесі напилення використовують плазмовий метод, внаслідок чого формуються покриття з вмістом МАХ-фази до 42 мас. %. Показані дослідження фазових перетворень в частинках порошку при напиленні, механізми розкладання та/або утворення МАХ-фази, впливу параметрів напилення на структуру та властивості покриттів. Наведено перспективність подальшого практичного використання газотермічних покриттів, що містять МАХ-фазу Cr_2AlC , яка головним чином полягає у їх використанні при підвищених температурах, зокрема, в конструкціях теплозахисних покриттів. Бібліогр. 39, табл. 5, рис. 8.

Ключові слова: МАХ-фаза Cr_2AlC , газотермічні покриття, мікроструктура, механічні властивості, теплозахисні властивості

Вступ. МАХ-фази відносяться до класу потрійних карбідних та нітридних сполук, які об'єднані загальною структурною формулою $\text{M}_{n+1}\text{AX}_n$, де М – це ранній перехідний метал, А – елемент А-групи (переважно групи 13 та 14), а Х – це С та/або N [1]. МАХ-фази можна додатково класифікувати за їхнім значенням n як «211» для M_2AX ($n = 1$), «312» для M_3AX_2 ($n = 2$), «413» для M_4AX_3 ($n = 3$), тощо. Вони мають гексагональну кристалічну структуру, що складається з шарів МХ, які чергуються з шаром елементу А. Зв'язки М-Х є надзвичайно міцними через змішану ковалентну/іонну природу, тоді як металеві зв'язки М-А є відносно слабкими. Ця унікальна кристалічна структура відповідає за характерну шарувату наноламі-

нантну структуру МАХ-фаз (рис. 1) і забезпечує унікальну комбінацію властивостей, яка полягає в поєднанні властивостей як кераміки, так і металу.

На сьогоднішній день виявлено понад 150 МАХ-фаз і їх кількість регулярно зростає завдяки поєднанню експериментальних робіт і теоретичних розрахунків. Тим не менш, не всі можливі комбінації є термодинамічно стабільними. Наприклад, у системі Ti-Al-C фази Ti_2AlC і Ti_3AlC_2 ($n = 1$ і 2, відповідно) є стабільними в широкому діапазоні температур, а в системі Cr-Al-C стабільною є лише фаза Cr_2AlC .

Потрійний карбід Cr_2AlC є однією з найбільш перспективних МАХ-фаз для потенційного застосування при високих температурах завдяки стійкості до високотемпературного окислення та гарячої корозії [3]. Водночас він демонструє відмінні механічні властивості, включаючи відносно високу твердість і модуль Юнга, стійкість до руйнування, міцність на вигин та міцність на стиск, електричні та теплопровідні властивості.

Властивості потрійного карбиду Cr_2AlC [4–7]

Густина, г/см ³	5,21...5,24
Твердість, ГПа	3,5...6,4
Модуль пружності, ГПа	245...288
Модуль зсуву, ГПа	102...116

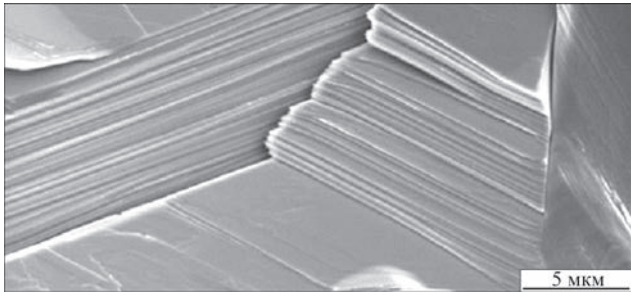


Рис. 1. Типова наноламінантна структура МАХ-фаз [2]

Вігілянська Н.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Філоненко Д.В. – <https://orcid.org/0009-0004-9021-2425>, Ющенко А.О. – <https://orcid.org/0009-0005-6636-8275>, Сендеровскі Ц. – <https://orcid.org/0000-0002-0331-3702>, Гривель Ж.-К. <https://orcid.org/0000-0001-7835-9054>

© Н.В. Вігілянська, Д.В. Філоненко, А.О. Ющенко, Ц. Сендеровскі, Ж.-К. Гривель, 2024

Міцність на згин, ГПа	305...513
Міцність на стиск, ГПа	1159
Показник тріщиностійкості, МПа·м ^{1/2}	4,7...6,2
Теплопровідність, Вт(м·К) (при 200 °С)	17,5
Коефіцієнт термічного розширення, К ⁻¹	1,33·10 ⁻⁵
Питома теплосмність, Дж(кг·К)	590
Електропровідність, См/м	1,4·10 ⁶
Коефіцієнт Пуассона	0,153

Традиційними методами виготовлення зразків кераміки Cr₂AlC є: гаряче пресування [8, 9], гаряче ізостатичне пресування [10], високотемпературне спікання [11–14], самопоширювальний високотемпературний синтез [15], іскрове плазмове спікання [16, 17] та інші технології механічного легування та спікання [18]. В якості сировини використовуються різні суміші елементів або сполук, включаючи Cr/Al/графіт (або сажу), CrC_x/Al, AlCr₂/графіт, Cr/Al₄C₃/графіт і Cr₂O₃/Al/Al₄C₃. Однак для синтезу фази Cr₂AlC необхідною вимогою є проведення перерахованих процесів за підвищених температур та високих тисках пресування, тому ці процеси є малопродуктивними та енерговитратними. Саме ці фактори обмежують масове виробництво матеріалів на основі МАХ-фаз.

Іншим напрямком застосування МАХ-фаз є формування їх у вигляді захисних покриттів на поверхні виробів. Для формування покриттів на основі МАХ-фази Cr₂AlC застосовуються такі методи вакуумного нанесення (PVD-методи), як катодно-дугове осадження [19-21], імпульсне лазерне осадження [22, 23] і магнетронне розпилення. Найбільшого поширення знаходить метод магнетронного розпилення, який дозволяє отримувати щільні однорідні покриття [24–27]. Для нанесення покриттів Cr₂AlC методами осадження зазвичай використовують окремі елементні мішені (наприклад, Cr, Al і графіт) або складені мішені (наприклад, AlCr₂ і Cr₂AlC).

Покриття, одержані методами осадження в вакуумі, мають товщину лише кілька мікрон і не відповідають вимогам для роботи в екстремальних умовах. Тому для нанесення покриттів на основі МАХ-фази Cr₂AlC зазвичай від десятків до сотень мікрметрів використовують методи газотермічного напилення.

Метою даної роботи є аналіз літературних даних щодо умов формування та властивостей газотермічних покриттів, що містять МАХ-фазу Cr₂AlC.

В даний час існує всього декілька робіт, присвячених дослідженню формування покриттів, що містять МАХ-фазу Cr₂AlC, в умовах плазмового [28–31], високошвидкісного газополуменевого (High Velocity Oxygen Fuel, HVOF) [32, 33] та холодного газодинамічного напилення [34, 35]. Це, вочевидь, пов'язано з труднощами виготовлення матеріалів для напилення у вигляді порошку з високим вмістом МАХ-фази.

Методи плазмового, високошвидкісного газополуменевого та холодного напилення відрізняються насамперед температурою струменя та швидкістю польоту частинок, що є одними з найважливіших параметрів процесів газотермічного напилення, які впливають на структуру та властивості покриттів. При плазмовому напиленні температура плазмового струменя становить 10000...15000 °С (максимальна швидкість польоту частинок – 400 м/с), що призводить до окислення частинок порошку та розкладання МАХ-фаз, як у випадку напилення порошку Ti₂AlC [36]. Для уникнення окислення та деградації МАХ-фаз можуть бути використані методи високошвидкісного газополуменевого та холодного напилення, температура струменю в яких складає 2000...3000 °С та <1000 °С, відповідно. При цьому швидкість польоту частинок складає 500...900 м/с, що знижує час взаємодії частинок з киснем та високотемпературним струменем. При напиленні високошвидкісними методами порошків МАХ-фаз Ti₂AlC вдається мінімізувати окислення частинок та розв'язок фазових перетворень в них [37, 38].

Формування покриттів, що містять МАХ-фазу Cr₂AlC, в умовах плазмового напилення. Методом високошвидкісного плазмового напилення одержані покриття завтовшки до 100 мкм з порошку Cr₂AlC, отриманого шляхом спікання елементних порошків Cr, Al та графіту (молярне співвідношення 2:1.1:1, відповідно) та подальшого подрібнення до розміру частинок $d_{10} = 5,5$ мкм, $d_{50} = 10,4$ мкм, $d_{90} = 18,3$ мкм [28]. Напилення проводили за допомогою плазмотрона TriplexProTM-210 (Oerlikon Metco). Оптимізація параметрів напилення показала, що на товщину покриття найбільше впливає дистанція напилення, зменшення якої зі 100 до 60 мм призводить до збільшення товщини покриття з 30 до 90 мкм. Формування покриттів більшою товщи-

Таблиця 1. Оптимальні режими напилення порошку Cr₂AlC методом високошвидкісного плазмового напилення

Параметри процесу						Характеристики покриття	
Q_1 (Ar), л/хв	I , А	V , мм/с	L , мм	$Q_{тр.}$ (Ar), л/хв	Q_2 (He), л/хв	Товщина, мкм	Маса, мг
170	450	500	60	7,5	40	90	0,39
				8	40	100	0,34
				7,5	20	70	0,36
Примітки. Q_1 – витрата первинного плазмоутворюючого газу; I – сила струму; V – швидкість переміщення плазматрону; L – дистанція напилення; $Q_{тр.}$ – витрата транспортуючого газу; Q_2 – витрата вторинного плазмоутворюючого газу. Напилення проводили за 5 проходів.							

ною на менших дистанціях розпилення може бути пов'язане з вищою швидкістю та температурою частинок. За результатами проведеної оптимізації параметрів плазмового напилення встановлені режими, які забезпечують формування покриттів Cr_2AlC з найкращими показниками товщини та маси покриття, що напилюється (табл. 1).

Напилені покриття мають гомогенну щільну структуру з вмістом пор на рівні 7...8 %. Вміст МАХ-фази Cr_2AlC дещо знижується відносно порошку (з 98 до 93 %) та в покриттях фіксуються вторинні фази, які важко ідентифікувати. Вторинними фазами можуть бути карбіди (Cr_2C , Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3) та/або алюмініди хрому (Al_3Cr_7 , $\text{Al}_{84}\text{Cr}_{14}$, AlCr_2). Ці фази формуються в результаті розкладання МАХ-фази Cr_2AlC через високу температуру процесу плазмового напилення.

Для дослідження працездатності покриття в якості підшару в системі теплозахисних покриттів проведено нанесення шару Cr_2AlC високошвидкісним плазмовим методом на жароміцний нікелевий сплав Inconel 738. Поверх нього методом плазмового напилення нанесено теплозахисне покриття діоксиду цирконію, стабілізованого оксидом ітрію ZrO_2 -8 мас. % Y_2O_3 . Товщина підшару Cr_2AlC становила ~ 40 мкм, основного теплозахисного шару ZrO_2 - Y_2O_3 – ~ 400 мкм. Адгезія між основою Inconel 738 і покриттями Cr_2AlC , а також

між покриттям Cr_2AlC та ZrO_2 - Y_2O_3 була візуально щільною без будь-яких тріщин та відшарувань на межі розділу (рис. 2). Проведено дослідження стійкості покриттів в умовах термоцикування при нагріванні пальником поверхні покриття до 1400°C (основи до 1050°C) і охолодженні до 70°C . Покриття руйнується через 745 циклів. Основними причинами руйнування є відкрита пористість та наявність вторинних фаз в підшару Cr_2AlC , а також взаємна дифузія між підшаром і основою. Тим не менш, проведені дослідження дозволяють розглядати можливість використання покриттів на основі МАХ-фази Cr_2AlC фази в якості підшару в системах теплозахисних покриттів.

Для одержання покриттів, що містять МАХ-фазу Cr_2AlC , запропоновано двостадійну технологію, яка складається з нанесення покриття плазмовим методом та подальшої термообробки (ТО) [29]. Для напилення використовували механічну суміш порошків хрому ($d_q = 40...70$ мкм), алюмінію ($d_q = 20...35$ мкм) та графіту ($d_q = 1...5$ мкм) (молярне співвідношення 2:1:1, відповідно), яку одержано методом змішування, конгломерування та розпилювальним сушінням. Термообробку зразків з покриттями проводили у середовищі аргону при температурі 400, 500, 600, 700 та 800°C протягом 1 год.

Напилене покриття (без ТО) складається переважно з фази Cr_7C_3 із залишковим Al; вміст МАХ-фази складає лише 1,6 мас. % (табл. 2). Термообробка при температурі $<600^\circ\text{C}$ не призводить до суттєвих змін у фазовому складі покриттів, але значно змінюється при температурі $>600^\circ\text{C}$. В по-

Таблиця 2. Фазовий склад покриттів системи Cr–Al–C за різних температур термообробки

Температура ТО, $^\circ\text{C}$	Вміст фаз, мас. %		
	Al	Cr_2AlC	Cr_7C_3
без ТО	9,3	4,6	89,1
400	6,7	2,7	90,6
500	5,1	4,5	90,4
600	–	8,2	91,8
700	–	14,8	85,2
800	–	23,7	76,3

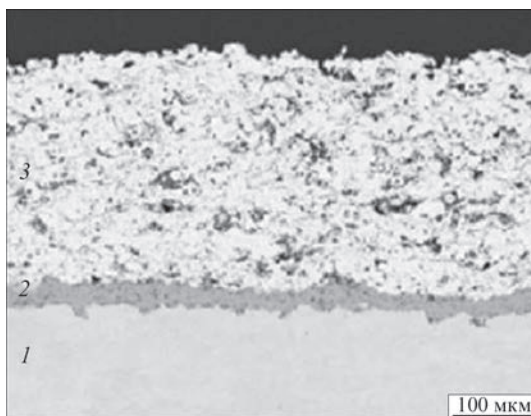


Рис. 2. Мікроструктура теплозахисного покриття: 1 – основа Inconel 738; 2 – покриття Cr_2AlC ; 3 – покриття ZrO_2 - Y_2O_3

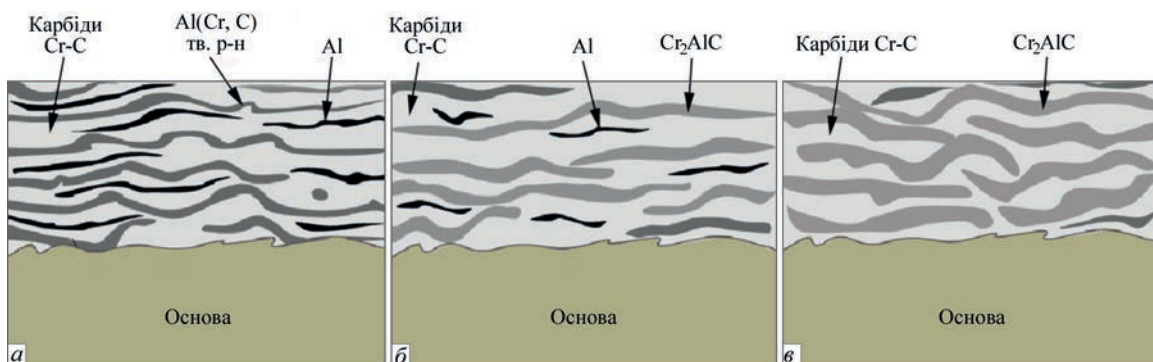


Рис. 3. Схематичне пояснення впливу температури ТО на напилене покриття системи Cr–Al–C: а – без ТО; б – ТО при температурі $<660^\circ\text{C}$; в – ТО при температурі $>660^\circ\text{C}$

криттях зникає алюміній та підвищується масова частка МАХ-фази Cr_2AlC до 8,2 % після ТО при 600 °С, до 14,8 % після ТО при 700 °С та до 23,7 % після ТО при 800 °С. Це означає, що рідкий Al сприяє дифузії атомів, таким чином прискорюючи зародження та збільшення вмісту фази Cr_2AlC . Оскільки Cr і С однорідно дисперговані на молярному рівні в карбідах Cr–С (Cr_7C_3 або Cr_{23}C_6), таким чином, вони можуть реагувати із залишковим Al з утворенням Cr_2AlC . Вплив температури ТО на формування композиційних покриттів на основі Cr_2AlC схематично наведено на рис. 3.

Покриття після напилення має щільну ламелярну структуру, після термообробки структура покриттів суттєво не змінюється та ламелярність структури зберігається (рис. 4).

На рис. 5 наведено значення мікротвердості та тріщиностійкості покриттів системи Cr–Al–C, одержаних плазмовим напиленням з подальшою ТО.

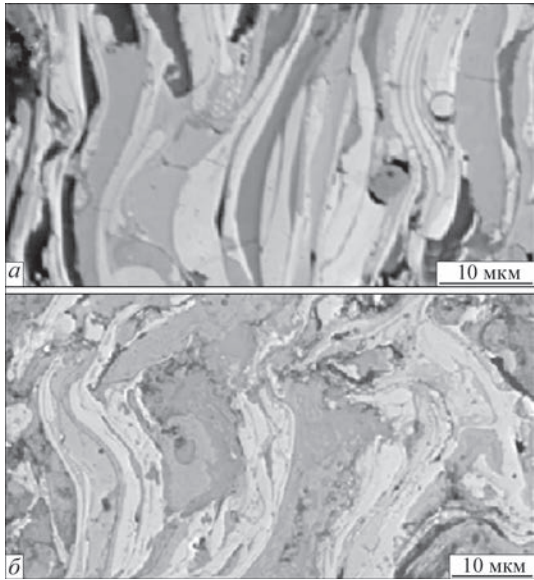


Рис. 4. Мікроструктура плазмового покриття системи Cr–Al–C: а – без ТО; б – після ТО при 800 °С

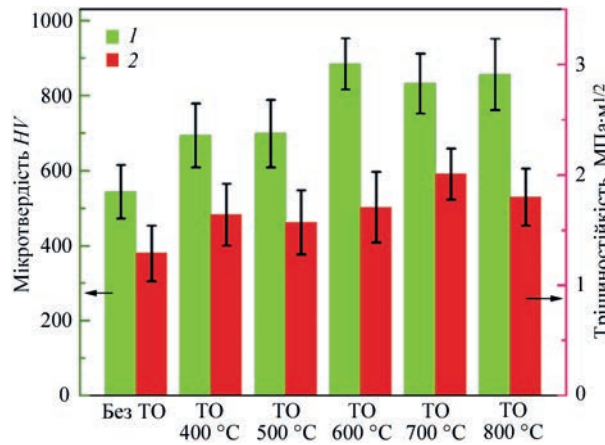


Рис. 5. Мікротвердість (1) та тріщиностійкість (2) плазмових покриттів системи Cr–Al–C

Твердість одержаних покриттів складає від 544 до 857 HV та залежить головним чином від вмісту карбідів хрому. Через наявність залишкового алюмінію в покриттях та пористості твердість є дещо меншою за твердість карбідів хрому. При термообробці покриттів кількість м'якого металу Al зменшується, а новоутвореної фази Cr_2AlC збільшується, що призводить до збільшення твердості, яка досягає максимального значення після ТО при температурі 600 °С. Після ТО при 700 та 800 °С твердість покриттів дещо зменшується через збільшення вмісту МАХ-фази Cr_2AlC , твердість якої складає 350-640 HV .

Значення тріщиностійкості для напиленого покриття Cr_2AlC (без ТО) становить 1,29 $\text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$, тоді як після проведення ТО значення тріщиностійкості підвищується та досягає максимального значення (2,02 $\text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$) після проведення ТО при 700 °С. Підвищення тріщиностійкості покриттів після ТО пояснюється формуванням більш однорідної мікроструктури та більш рівномірним розподілом фаз у покриттях.

Можливість отримання плазмових покриттів з більш високим вмістом МАХ-фази Cr_2AlC (до ~43 %) без додаткового проведення ТО показана у випадку використання в якості джерела вуглецю карбіду хрому Cr_3C_2 замість графіту [30]. Порошок для напилення було виготовлено методом конгломерування з послідовним розпилювальним сушінням суміші вихідних порошків Cr_3C_2 , Al та Cr у молярному співвідношенні 1:х:1, де $x = 0,5, 1, 2, 3$.

Дослідження фазового складу показало, що всі покриття містять фази МАХ- Cr_2AlC , Cr_7C_3 і Cr_{23}C_6 , що свідчить про протікання процесу взаємодії вихідних компонентів порошку в процесі напилення з утворенням нових фаз. Вміст в покриттях карбідної складової та МАХ-фази наведено в табл. 3.

При напиленні порошків з вмістом Al 0,5 та 1 % в покриттях фіксується вихідна фаза Cr_3C_2 , тоді як при збільшенні в порошках Al до 2 та 3 % ця фаза зникає, що свідчить про повну взаємодію компонентів порошку. В покриттях також відмічається утворення субстабільного карбіду $(\text{Cr}, \text{Al})\text{C}_x$, який виникає внаслідок заміщення Al у решітці Cr–C. При концентрації алюмінію в порошку 2 % виникає більш інтенсивна взаємодія рідкого алюмінію з Cr_3C_2 та Cr з утворенням $(\text{Cr}, \text{Al})\text{C}_x$ та Cr_2AlC , внаслідок чого вміст МАХ-фази в покритті досягає 42,78 %. У той же час збільшен-

Вміст Al у порошку, мол. %	Вміст фаз у покритті, мас. %	
	Cr_2AlC	Cr–C
0,5	22,41	77,59
1	28,02	71,98
2	42,78	57,22
3	30,25	69,75

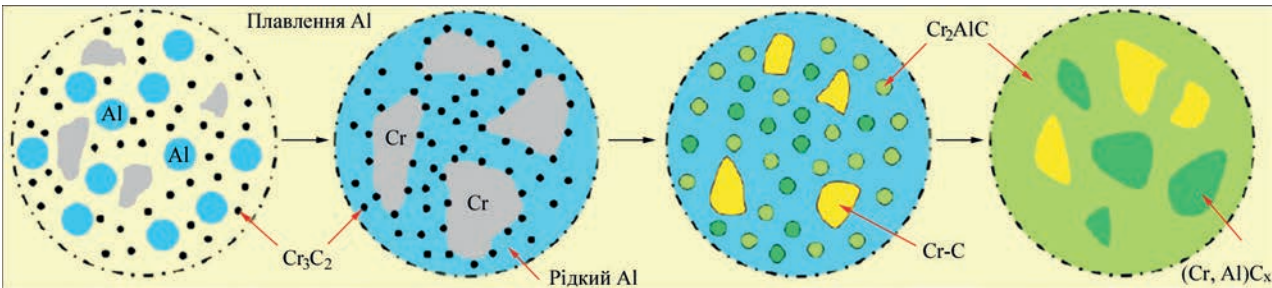


Рис. 6. Схема фазових перетворень при плазмовому напilenні порошку системи Cr₃C₂-Al-Cr

ня кількості Al в порошку до 3 % призводить до збільшення в покритті вмісту фази (Cr, Al)_x та зменшення кількості фази Cr₂AlC до 30,25 %. Механізм фазових перетворень при плазмовому напilenні порошку системи Cr₃C₂-Al-Cr наведено на рис. 6.

Мікротвердість покриттів складає 11,33, 10,64, 10,27 і 10,1 ГПа при вмісті Al в порошку 0,5, 1, 2, 3 %, відповідно. Твердість покриттів дещо зменшується зі збільшенням кількості Al в порошку, що пояснюється фазовим складом покриттів, оскільки твердість фаз має такий порядок: Cr-C > (Cr, Al)_x > Cr₂AlC.

Коефіцієнт тріщиностійкості покриттів становить 2,37, 2,5, 2,6 і 2,4 МПа·м^{1/2} при вмісті Al в порошку 0,5, 1, 2 та 3 %, відповідно. Міцність покриття забезпечується мікроламелярністю структури (рис. 7), яка складається з шарів карбідів та МАХ-фази, що чергуються. Оскільки сама по собі МАХ-фаза має нанощарувату структуру, наявність її в покриттях перешкоджає поширенню тріщин, завдяки чому підвищується міцність покриття в цілому.

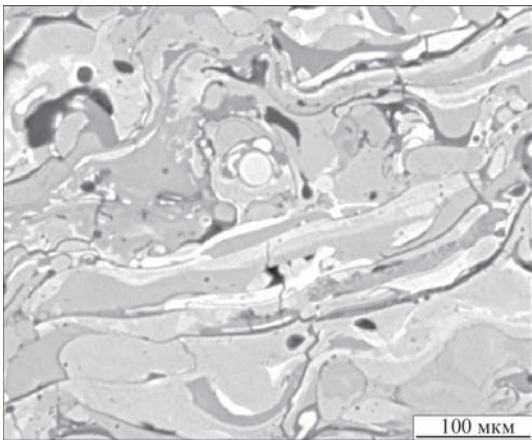


Рис. 7. Мікροструктура плазмового покриття системи Cr₃C₂-Al-Cr

Формування покриттів, що містять МАХ-фазу Cr₂AlC, в умовах високошвидкісного газополуменевого напilenня (HVOF). Проведено дослідження впливу додавання порошку МАХ-фази Cr₂AlC на формування та властивості покриттів на основі NiMoAl, отриманих методом HVOF-напilenня [32]. Для напilenня використовували механічну суміш порошку Ni-Mo-Al з додаванням порошку МАХ-фази Cr₂AlC в кількості 10, 20 та 50 мас. %. Порошок Cr₂AlC отримували в кількох стадіях: спіканням порошків хрому та графіту (Cr:C = 2:1 при 1550 °C протягом 1 год в атмосфері аргону), подрібненням порошку CrC_x (x = 0,5) протягом 15 год та послідовним спіканням порошків CrC_x і Al (CrC_x:Al = 2:1,4) при 800 °C протягом 2 год в атмосфері аргону) [39]. Порошок складається з >99 % фази Cr₂AlC з незначною домішкою карбіду хрому (<1 %). Характеристику порошків для напilenня наведено в табл. 4.

Показано, що в результаті HVOF-напilenня розкладання та окислення порошків не відбувається і фазовий склад покриттів відповідає фазовому складу порошків. В той же час при напilenні порошків тих самих складів методом плазмового напilenня [31] МАХ-фаза Cr₂AlC в покриттях відсутня, а внаслідок розкладання та окислення утворюються оксиди (Al₂O₃ і Cr₂O₃) та карбіди (Cr₇C₃ і Cr₃C₂). Це пов'язано з більш високою температурою струменя при плазмовому напilenні, ніж при HVOF-процесі. В інших роботах [33] зазначається, що в процесі HVOF-напilenня відбувається часткове розкладання МАХ-фази Cr₂AlC з утворенням карбіду хрому Cr₇C₃. Мінімізувати процес окислення та збереження в покритті МАХ-фази в даному дослідженні вдалося за рахунок проведення процесу HVOF-напilenня при зниженій витраті кисню (250 л/хв) та співвідношенні витрат пропан/кисень – 0,24.

Таблиця 4. Характеристика порошків системи NiMoAl-Cr₂AlC для HVOF-напilenня

Найменування порошку	Елементний склад, мас. %					Фазовий склад	Середній розмір частинок, мкм
	Ni	Mo	Cr	Al	C		
NiMoAl	54	44	–	2	–	Ni, Mo	70,98 ± 1,5
NiMoAl-10 мас. % Cr ₂ AlC	48,3	39,3	5,43	5,54	1,43	Ni, Mo, Cr ₂ AlC	69,54 ± 3,5
NiMoAl-20 мас. %Cr ₂ AlC	43,2	35,2	11,2	7,5	2,9	Ni, Mo, Cr ₂ AlC	68,12 ± 4,0
NiMoAl-50 мас. %Cr ₂ AlC	27	22	27,96	15,99	7,05	Ni, Mo, Cr ₂ AlC	79,38 ± 5,0
Cr ₂ AlC	–	–	55,99	29,98	14,03	Cr ₂ AlC	66,34 ± 1,5

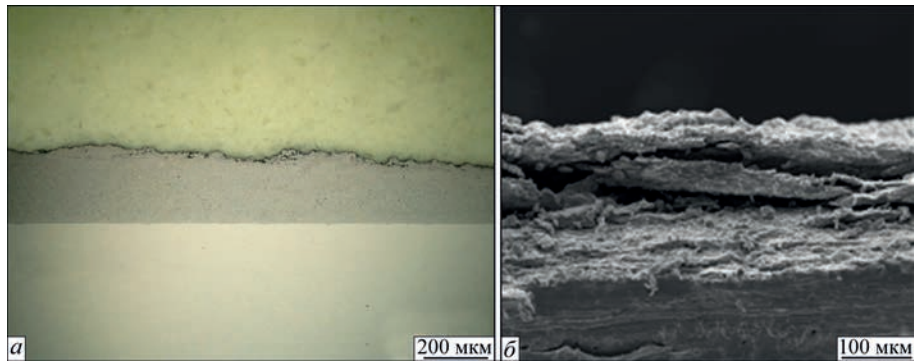


Рис. 8. Покриття Cr_2AlC , одержане методом холодного газодинамічного напilenня: *a* – мікроструктура; *б* – зовнішній вигляд розтріскування покриття

Одержані композиційні покриття системи $\text{NiMoAl-Cr}_2\text{AlC}$ мають щільну шарувату структуру; пористість покриттів знижується відносно покриттів NiMoAl з 4,6 до 3,6, 2,13 та 1,95 % при використанні порошків з додаванням 10, 20 та 50 мас. % порошку Cr_2AlC , відповідно. Формування більш щільної мікроструктури може бути наслідком додавання дрібних частинок Cr_2AlC в матрицю NiMoAl та їх рівномірного розподілу в структурі покриття, що призводить до їх ущільнення.

Додавання порошку Cr_2AlC до порошку сплаву NiMoAl призводить до підвищення як твердості, так і модуля пружності покриттів. Середня нанотвердість покриттів NiMoAl , $\text{NiMoAl-10\%Cr}_2\text{AlC}$, $\text{NiMoAl-20\%Cr}_2\text{AlC}$, $\text{NiMoAl-50\%Cr}_2\text{AlC}$ і Cr_2AlC становить 390 ± 20 , 446 ± 20 , 501 ± 20 , 637 ± 20 та $663 \pm 20 \text{ VHN}_{0.001}$, відповідно; модуль пружності – 193 ± 4 , 201 ± 5 , 209 ± 3 , 221 ± 6 та $264 \pm 5 \text{ ГПа}$, відповідно.

Серед досліджених композиційних покриттів покриття $\text{NiMoAl-20 мас. \% Cr}_2\text{AlC}$ володіє найнижчим коефіцієнтом тертя та найвищою зносостійкістю в умовах тертя-ковзання, яка визначена за методикою pin-on-disk. Збільшення кількості зміцнюючої фази до 50 мас. % Cr_2AlC призводить до зниження трибологічних властивостей через погану когезійну міцність покриття.

Формування покриттів, що містять МАХ-фазу Cr_2AlC , в умовах холодного газодинамічного напilenня. В роботі [34] проводили дослідження формування покриттів, що містять МАХ-фазу Cr_2AlC , в умовах холодного газодинамічного напilenня. Для напilenня використовували порошок фірми Sandvik (Швеція), який перед напilenням було подрібнено до розміру частинок $d_{10} = 2 \text{ мкм}$, $d_{50} = 9 \text{ мкм}$, $d_{90} = 23 \text{ мкм}$. Напilenня проводили за допомогою системи Impact 5/11 від Impact Innovations (Раттенкірхен, Німеччина). В якості транспортуючого та робочого газу використовували азот при тиску 50 бар та температурі 1000 °С.

В одержаному покритті, як і в порошку, основною фазою є МАХ-фаза Cr_2AlC (приблизно 68 %

у порошку та 79 % у покритті); вторинними фазами є карбіди хрому, такі як Cr_7C_3 (приблизно 17 % у порошку та 10 % у покритті) та Cr_3C_2 (приблизно 16 % у порошку та 12 % у покритті). Зазначається, що оскільки визначення вмісту фаз у покриттях та порошку визначалась шляхом порівняння висоти піків на рентгенограмах, отримані дані по їх кількості мають орієнтовний характер.

Показано, що при зіткненні частинок порошку МАХ-фази Cr_2AlC з основою відбувається їх пластична деформація та розтікання, за рахунок чого формується щільна мікроструктура покриття (пористість <3 %) та границя зі сталеву основою (рис. 8, *a*). Товщина покриття нерівномірна та варіюється від 200 до 320 мкм. Покриття характеризуються локальною неоднорідністю мікроструктури та наявністю тріщин та розшарувань (рис. 8, *б*), що визвано недостатньою когезійною міцністю між частинками. Наявність таких дефектів покриття пояснюється нерівномірністю подачі порошку за рахунок його низької текучості та вібраційним режимом роботи порошкового живильника, який може викликати розділення фракцій порошку на частинки різного розміру. Зазначається, що для покращення якості покриттів необхідне проведення подальших досліджень з удосконалення технологічних властивостей порошків та оптимізації параметрів холодного напilenня.

Мікротвердість покриття складає $585 \pm 63 \text{ HV}_{0.1}$, нанотвердість – $1153 \pm 321 \text{ HV}_{0.001}$. Різниця в значеннях мікро- і нанотвердості пояснюється різницею в методиках вимірювання. Навантаження при наноіндентуванні є значно меншим і тому відбитки обмежуються площиною однієї деформованої частинки покриття і відображають її властивості.

Таблиця 5. Технологічні параметри холодного газодинамічного напilenня порошку на основі МАХ-фази Cr_2AlC

Тиск газу (N_2), бар	Дистанція напilenня, мм	Кількість проходів	Температура газу (N_2), °С
40	60	10	650
			750
			950

Результати мікроіндентування відображають усереднене значення мікротвердості всього покриття та значною мірою залежать від когезії між частинками та наявністю пор у покритті. Виходячи з фотографій відбитків від наноіндентора, виміряна нанотвердість відповідає твердості карбіду хрому та твердості межі розділу між частинками карбіду та включеннями Cr_2AlC .

В роботі [35] методом холодного газодинамічного напилення були отримані відносно щільні (пористість 9 %) покриття з вмістом МАХ-фази до 98 %. В якості матеріалу для напилення було використано порошок, отриманий спіканням суміші порошоків Cr_3C_2 , Cr , Al (у співвідношенні 1:1:2.05) при 1300°C у середовищі аргону протягом 2 год з послідовним подрібненням у планетарному млині протягом 2 год. Отриманий порошок має високу чистоту, основною (>98 %) фазою в якому є МАХ-фаза Cr_2AlC з домішками карбіду Cr_7C_3 , алюмініду Cr_2Al та оксиду Al_2O_3 . Розмір частинок складає $d_{10} = 4,1$ мкм, $d_{50} = 7,6$ мкм, $d_{90} = 13,2$ мкм.

Напилення проводили на основу з нержавіючої сталі за допомогою установки Kinetiks 8000 (Oerlikon Metco, Switzerland) з використанням технологічних параметрів, вказаних в табл. 5.

В результаті напилення сформовані покриття завтовшки 40...100 мкм. Фазовий склад покриттів відповідає фазовому складу порошку, що свідчить про відсутність окислення частинок під час напилення та деградації МАХ-фази Cr_2AlC .

Показано, що при підвищенні температури газу з 650 до 950°C формуються більш щільні покриття (пористість знижується з 12,4 до 9,1 %, відповідно) та зменшується кількість дефектів у вигляді тріщин. Це пояснюється підвищенням температури та швидкості частинок, що напилюються, та ступеню їх деформації при співударі з основою. В результаті чого збільшується когезія між частинками та формуються покриття з меншою кількістю дефектів. Тріщин та відшарувань на границі покриття-сталева основа не спостерігалось, що свідчить про хорошу міцність зчеплення покриття з основою. В той же час відмічається, що при збільшенні температури робочого газу з 650 до 950°C збільшується величина залишкових напружень в покриттях з 200 до 310 МПа, відповідно, що може призвести до відшарування покриттів в процесі роботи.

Розглянуто можливість використання покриття з МАХ-фазою Cr_2AlC в якості підшару в системі теплозахисного покриття підшар-основний теплозахисний шар $\text{ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$. На сталеву основу методом холодного напилення було нанесено підшар Cr_2AlC та поверх нього плазмовим методом покриття $\text{ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$. Сколів, відшарувань або утворення вторинних фаз в результаті реакції на гра-

ниці підшар-основний шар не спостерігається. Це свідчить про потенційну можливість використання покриття Cr_2AlC , отриманого методом холодного газодинамічного напилення, в якості підшару в системах теплозахисних покриттів.

Висновки

На основі проведеного аналізу спеціалізованої наукової літератури показана можливість отримання покриттів, що містять МАХ-фазу Cr_2AlC , методами газотермічного напилення при використанні як синтезованих порошоків з високим вмістом МАХ-фази, так і з порошоків механічної суміші окремих елементів.

Одним із найбільш критичних аспектів під час процесу газотермічного напилення покриттів, що містять МАХ-фазу Cr_2AlC , є окислення частинок та протікання небажаних реакцій з розкладанням МАХ-фази та зниженням її кількості в покриттях. Ці розкладання викликані неконгруентним плавленням МАХ-фаз, що, безумовно, є однією з основних труднощів їх напилення.

При використанні для напилення порошоків, основною фазою в яких є МАХ-фаза Cr_2AlC , доцільно застосовувати високошвидкісні методи газотермічного напилення, такі як високошвидкісне плазмове, високошвидкісне газополуменеве та холодне газодинамічне напилення. Завдяки високим швидкостям польоту частинок знижується час взаємодії з киснем та високотемпературним струменем, що дозволяє отримувати покриття, фазовий склад яких відповідає фазовому складу порошку, який напилюється. Однак покриття на основі МАХ-фази Cr_2AlC , одержані методом холодного газодинамічного напилення, характеризуються наявністю тріщин та внутрішніх розшарувань з огляду на низьку когезійну міцність.

При плазмовому напиленні використовуються порошки механічної суміші вихідних компонентів ($\text{Cr}+\text{Al}+\text{графіт}$, $\text{Cr}_3\text{C}_2+\text{Al}+\text{Cr}$). В цьому випадку синтез МАХ-фази Cr_2AlC відбувається безпосередньо під час напилення та формування шару покриття при взаємодії вихідних компонентів. Підвищення вмісту МАХ-фази в цих покриттях може бути досягнуто за рахунок їх подальшої термічної обробки.

В умовах зазначених методів напилення формуються щільні покриття з пористістю <9 % та щільною границею зі сталевими основами. Твердість покриттів залежить головним чином від їх фазового складу і варіюється від 5 до 11 ГПа.

В цілому в роботах, присвячених дослідженню формування газотермічних покриттів, що містять МАХ-фазу Cr_2AlC , зазначається про необхідність подальшої розробки матеріалів для напилення та оптимізації процесів одержання покриттів.

Список літератури/References

- Sokol, M., Natsu, V., Kota, S., Barsoum, M.W. (2019) On the chemical diversity of the MAX phases. *Trends in Chemistry*, 1(2), 210–223. Doi: 10.1016/j.trechm.2019.02.016.
- Gonzalez-Julian, J. (2021). Processing of MAX phases: From synthesis to applications. *Journal of the American Ceramic Society*, 104(2), 659–690. Doi: 10.1111/jace.17544.
- Lin, Z.J., Li, M.S., Wang, J.Y., Zhou, Y.C. (2007) High-temperature oxidation and hot corrosion of Cr₂AlC. *Acta Materialia*, 55(18), 6182–6191. Doi: 10.1016/j.actamat.2007.07.024.
- Barsoum, M.W., Radovic, M. (2011) Elastic and mechanical properties of the MAX phases. *Annual review of materials research*, 41, 195–227. Doi: 10.1146/annurev-matsci-062910-100448.
- Tian, W., Wang, P., Zhang, G. et al. (2006) Synthesis and thermal and electrical properties of bulk Cr₂AlC. *Scripta Materialia*, 54(5), 841–846. Doi:10.1016/j.scriptamat.2005.11.009.
- Tian, W.B., Wang, P.L., Zhang, G.J. et al. (2007) Mechanical properties of Cr₂AlC ceramics. *Journal of the American Ceramic Society*, 90(5), 1663–1666. Doi: 10.1111/j.1551-2916.2007.01634.x.
- Li, S.B., Yu, W.B., Zhai, H.X. et al. (2011) Mechanical properties of low temperature synthesized dense and fine-grained Cr₂AlC ceramics. *Journal of the European Ceramic Society*, 31(1-2), 217–224. Doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2010.08.014.
- Tian, W., Wang, P., Zhang, G. et al. (2007) Effect of composition and processing on phase assembly and mechanical property of Cr₂AlC ceramics. *Materials Science and Engineering: A*, 454, 132–138. Doi: 10.1016/j.msea.2006.11.032.
- Ying, G., He, X., Li, M. et al. (2011) Synthesis and mechanical properties of high-purity Cr₂AlC ceramic. *Materials Science and Engineering: A*, 528(6), 2635–2640. Doi: 10.1016/j.msea.2010.12.039.
- Manoun, B., Gulve, R.P., Saxena, S.K. et al. (2006) Compression behavior of M₂AlC (M = Ti, V, Cr, Nb, and Ta) phases to above 50 GPa. *Physical Review B*, 73(2), 024110. Doi: 10.1103/physrevb.73.024110.
- Tian, W., Sun, Z., Du, Y., Hashimoto, H. (2009) Mechanical properties of pulse discharge sintered Cr₂AlC at 25–1000 °C. *Materials Letters*, 63(8), 670–672. Doi: 10.1016/j.matlet.2008.12.024.
- Panigrahi, B.B., Chu, M.C., Kim, Y.I. et al. (2010) Reaction synthesis and pressureless sintering of Cr₂AlC powder. *Journal of the American Ceramic Society*, 93(6), 1530–1533. Doi: 10.1111/j.1551-2916.2009.03560.x.
- Xiao, L.O., Li, S.B., Song, G., Sloof, W.G. (2011) Synthesis and thermal stability of Cr₂AlC. *Journal of the European Ceramic Society*, 31(8), 1497–1502. Doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2011.01.009.
- Tian, W., Sun, Z., Du, Y., Hashimoto, H. (2008) Synthesis reactions of Cr₂AlC from Cr–Al₂C₃–C by pulse discharge sintering. *Materials Letters*, 62(23), 3852–3855. Doi: 10.1016/j.matlet.2008.05.001.
- Yeh, C.L., Kuo, C.W. (2011) Effects of Al and Al₂C₃ contents on combustion synthesis of Cr₂AlC from Cr₂O₃–Al–Al₂C₃ powder compacts. *Journal of alloys and compounds*, 509(3), 651–655. Doi: 10.1016/j.jallcom.2010.09.169.
- Duan, X., Shen, L., Jia, D. et al. (2015) Synthesis of high-purity, isotropic or textured Cr₂AlC bulk ceramics by spark plasma sintering of pressure-less sintered powders. *Journal of the European Ceramic Society*, 35(5), 1393–1400. Doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2014.11.008.
- Yeh, C.L., Yang, W.J. (2013) Formation of MAX solid solutions (Ti, V)₂AlC and (Cr, V)₂AlC with Al₂O₃ addition by SHS involving aluminothermic reduction. *Ceramics International*, 39(7), 7537–7544. Doi: 10.1016/j.ceramint.2013.03.005.
- Yembadi, R., Panigrahi, B.B. (2017) Thermodynamic Assessments and mechanically activated synthesis of ultrafine Cr₂AlC MAX phase powders. *Advanced Powder Technology*, 28(3), 732–739. Doi: 10.1016/j.appt.2016.11.020.
- Li, J.J., Qian, Y.H., Niu, D. et al. (2012) Phase formation and microstructure evolution of arc ion deposited Cr₂AlC coating after heat treatment. *Applied surface science*, 263, 457–464. Doi: 10.1016/j.apsusc.2012.09.082.
- Mockute, A., Persson, P.O., Magnus, F. et al. (2014) Synthesis and characterization of arc deposited magnetic (Cr, Mn)₂AlC MAX phase films. *Physica status solidi (RRL)–Rapid Research Letters*, 8(5), 420–423. Doi:10.1002/pssr.201409087.
- Wang, Z., Ma, G., Liu, L. et al. (2020) High-performance Cr₂AlC MAX phase coatings: Oxidation mechanisms in the 900–1100 °C temperature range. *Corrosion Science*, 167, 108492. Doi: 10.1016/j.corsci.2020.108492.
- Stevens, M., Pazniak, H., Jemioła, A. et al. (2021) Pulsed laser deposition of epitaxial Cr₂AlC MAX phase thin films on MgO (111) and Al₂O₃ (0001). *Materials Research Letters*, 9(8), 343–349. Doi: 10.1080/21663831.2021.1920510.
- Lange, C., Hopfeld, M., Wilke, M. et al. (2012) Pulsed laser deposition from a pre-synthesized Cr₂AlC MAX phase target with and without ion-beam assistance. *Physica status solidi (A)*, 209(3), 545–552. Doi: 10.1002/pssa.201127537.
- Li, Y., Zhao, G., Qian, Y. et al. (2018) Deposition of phase-pure Cr₂AlC coating by DC magnetron sputtering and post annealing using Cr–Al–C targets with controlled elemental composition but different phase compositions. *Journal of materials science & technology*, 34(3), 466–471. Doi: 10.1016/j.jmst.2017.01.029.
- Qureshi, M.W., Ma, X., Tang, G. et al. (2021) Fabrication and Mechanical Properties of Cr₂AlC MAX Phase Coatings on TiBw/Ti6Al4V Composite Prepared by HiPIMS. *Materials*, 14(4), 826. Doi.org/10.3390/ma14040826.
- Naveed, M., Obrosova, A., Zak, A. et al. (2016) Sputtering power effects on growth and mechanical properties of Cr₂AlC MAX phase coatings. *Metals*, 6(11), 265. Doi: 10.3390/met6110265.
- Liu, J., Zuo, X., Wang, Z. et al. (2018) Fabrication and mechanical properties of high purity of Cr₂AlC coatings by adjustable Al contents. *Journal of Alloys and Compounds*, 753, 11–17. Doi: 10.1016/j.jallcom.2018.04.100.
- Gonzalez-Julian, J., Mauer, G., Sebold, D. et al. (2020) Cr₂AlC MAX phase as bond coat for thermal barrier coatings: Processing, testing under thermal gradient loading, and future challenges. *Journal of the American Ceramic Society*, 103(4), 2362–2375. Doi:10.1111/jace.16935.
- Zhang, F., Yan, S., Li, C. et al. (2019) Synthesis and characterization of MAX phase Cr₂AlC based composite coatings by plasma spraying and post annealing. *Journal of the European Ceramic Society*, 39(16), 5132–5139. Doi:10.1016/j.jeurceramsoc.2019.08.039.
- Zhang, F., Yu, G., Yan, S. et al. (2023) Characterization and reaction mechanism of in-situ micro-laminated Cr₂AlC coatings by plasma spraying Cr₃C₂/Al/Cr powder mixtures. *Surface and Coatings Technology*, 456, 129271. Doi: 10.1016/j.surfcoat.2023.129271.
- Davis, D., Srivastava, M., Malathi, M. et al. (2018) Effect of Cr₂AlC MAX phase addition on strengthening of Ni–Mo–Al alloy coating on piston ring: Tribological and twist-fatigue life assessment. *Applied Surface Science*, 449, 295–303. Doi: 10.1016/j.apsusc.2018.01.146.
- Davis, D., Singh, S., Chakradhar, R.P.S., Srivastava, M. (2020). Tribo–Mechanical Properties of HVOF-Sprayed NiMoAl–Cr₂AlC Composite Coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 29, 1763–1783. Doi: 10.1007/s11666-020-01069-8.
- Chen, Y., Chu, M., Wang, L. et al. (2012) Microstructure and performance of Cr(2)AlC coatings deposited by HVOF spraying. *Chinese Journal of Rare Metals*, 36(4), 568–573. 10.3969/j.issn.0258-7076.2012.04.011.
- Elsenberg, A., Busato, M., Gärtner, F. et al. (2021) Influence of MAX-phase deformability on coating formation by cold spraying. *Journal of Thermal Spray Technology*, 30, 617–642. Doi: 10.1007/s11666-020-01110-w.
- Go, T., Sohn, Y.J., Mauer, G. et al. (2019) Cold spray deposition of Cr₂AlC MAX phase for coatings and bond-coat layers. *Journal of the European Ceramic Society*, 39(4), 860–867. Doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2018.11.035.
- Zhang, Z., Lim, S.H., Chai, J. et al. (2017) Plasma spray of Ti₂AlC MAX phase powders: Effects of process parameters

- on coatings' properties. *Surface and Coatings Technology*, 325, 429–436. Doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.07.006.
37. Zhang, Z., Lai, D.M.Y., Lim, S.H. et al. (2018) Isothermal oxidation of the Ti_2AlC MAX phase coatings deposited by kerosene-fuelled HVOF spray. *Corrosion Science*, 138, 266–274. Doi.org/10.1016/j.corsci.2018.04.022.
38. Gutzmann, H., Gärtner, F., Höche, D. et al. (2013) Cold spraying of Ti_2AlC MAX-phase coatings. *Journal of thermal spray technology*, 22, 406–412. Doi: 10.1007/s11666-012-9843-1.
39. Rajkumar, Y., Rahul, B.M., Ananth Akash, P., Panigrahi, B.B. (2017) Nonisothermal sintering of Cr_2AlC powder. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 14(1), 63–67. Doi.org/10.1111/ijac.12617.

THERMAL SPRAYING OF COATINGS, CONTAINING Cr_2AlC MAX-PHASE (Review)

N.V. Vihilianska¹, D.V. Filonenko¹, A.O. Yushchenko¹, C. Senderowski², J.-C. Grivel³

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str. 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: pewinataliya@gmail.com

²Warsaw Polytechnic University. 1 Polytechnic Sq., 00-661, Warsaw, Poland

³Technical University of Denmark. Anker Engelsej Vej, Building 301, Kongens Lyngby, Denmark, 2800.

A review of research works is presented, devoted to formation of coatings, containing Cr_2AlC MAX-phase, under the processes of thermal spraying. The main methods for producing coatings containing Cr_2AlC MAX-phase is plasma, high-velocity oxygen fuel and cold gas-dynamic spraying. As spraying materials, both powders with synthesized Cr_2AlC MAX-phase, obtained by the sintering method as well as powders of the mechanical mixture of initial components are used. To preserve the MAX-phase in a powder and prevent the oxidation of particles in the process of spraying, high-velocity spraying methods (high-velocity plasma, high-velocity oxygen fuel and cold gas-dynamic) are used. The velocity of particles flight during spraying by these methods is 500...900 m/s. Therefore, in these cases coatings are formed, the phase composition of which corresponds to the phase composition of sprayed powders, and the content of Cr_2AlC phase in such coatings amounts to 79...98 wt.%. In the case of using mechanical mixture of components for the course of the synthesis of the MAX phase, the plasma method is used in the spray process, resulting in the formation of coatings with the contents of the MAX phase of up to 42 wt. %. Studies of phase transformations in powder particles during spraying, decomposition mechanisms and/or the formation of the MAX phase, the effects of spraying parameters on the structure and properties of coatings are shown. The prospect of further practical use of thermal coatings, containing Cr_2AlC MAX-phase is described, which mainly consists in using them at elevated temperatures, in particular, in the structures of heat protecting coatings. 39 Ref., 5 Tabl., 8 Fig.

Keywords: Cr_2AlC MAX-phase, thermal coatings, microstructure, mechanical properties, heat protection properties

Отримано 16.11.2023

Отримано у переглянутому вигляді 23.11.2023

Прийнято 14.12.2023

Вчені представили революційну сталь SS-H2

Група дослідників під керівництвом професора Мінсінг Хуана з університету в Гонконгу зробила прорив у виробництві нержавіючої сталі, що стійка до корозії. Їх остання розробка, SS-H2, є частиною проекту «Суперсталь», який раніше досяг успіху у створенні сталі, що захищає від COVID-19, та у розробці високоміцної сталі.

Ця нова сталь виявилася ефективною у виробництві зеленого водню, демонструючи високу стійкість до корозії у морській воді, що робить її ідеальною для застосування в електролізерах з солоною водою. Цікаво, що вона є значно дешевшою за традиційні матеріали, такі як титан.

Ключовим аспектом цього винаходу є її унікальна стійкість до корозії. Нержавіюча сталь зазвичай має хромовий шар для захисту від корозії, але SS-H2 використовує нову технологію двошарової пасивації. Вторинний шар на основі марганцю дозволяє SS-H2 витримувати екстремально високі рівні потенціалу корозії.

Ця революційна розробка може надати значні переваги в промисловості, особливо у виробництві водню. Проект вже отримав патенти в декількох країнах і має можливість знизити вартість виробництва водню, що робить цю технологію більш доступною та екологічно стійкою.

Додатково до своєї унікальної корозійної стійкості SS-H2 може спричинити значне скорочення витрат у промисловості завдяки своїй ефективності та доступності порівняно з традиційними матеріалами. Вона може замінити дорогі матеріали, такі як титан з покриттям золота або платини, що використовуються у водневих електролізерах. За оцінками, використання SS-H2 може знизити вартість конструкційного матеріалу приблизно в 40 разів, що є значним кроком вперед у зниженні загальних витрат на виробництво водню.

Цей прогрес в області нержавіючої сталі не лише відкриває нові можливості для галузі виробництва водню, але й може мати широкий спектр застосувань у різних індустріях, що залежать від корозійностійких матеріалів. Від морської промисловості до високотехнологічного обладнання, SS-H2 обіцяє бути революційним матеріалом, що відкриває нові горизонти у використанні нержавіючої сталі.

Крім того, це відкриття є прикладом того, як інноваційні наукові дослідження можуть впливати на різні галузі, підвищуючи ефективність та знижуючи вплив на довкілля. Це свідчить про значний потенціал наукової спільноти у вирішенні глобальних викликів, таких як сталий розвиток та екологічна безпека.

Досягнення професора Хуана та його команди ставить новий стандарт у галузі матеріалознавства та обіцяє відіграти ключову роль у майбутніх технологічних інноваціях. Опубліковані результати в журналі *Materials Today* (<https://www.materialstoday.com/>) вже привертають увагу в усьому світі, вказуючи на значний інтерес і потенціал для подальшого розвитку та застосування цього матеріалу.



ОСОБЛИВОСТІ ЗНОШУВАННЯ ТА РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ РЕМОНТУ БУРОВИХ ДОЛІТ

Б.В. Стефанів

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: stefaniv@paton.kiev.ua

Розглянуто та вивчено особливості зносу робочих органів корпусів сталевих, матричних бурових доліт та бурильних головок та визначено критерії їх ремонтпридатності. Досліджено ступені зносу робочих органів посадкових гнізд під алмазно-твердосплавні різці. Відпрацьовано способи підготовки зношених ділянок робочого органу для їх відновлення методом дугового наплавлення. Особливу увагу приділено вивченню мікроструктури межі з'єднання основного та наплавленого металів: сталь 45 + композиційний матеріал TeroCote 7888 T; сталь 45 + самофлюсуєчий сталевий пруток Diamax M; сталь 45 + стрічковий реліт «ЛЗ-11-7»; твердий сплав марки BK10 + композиційний матеріал TeroCote 7888 T. Встановлено, що структура захисного покриття TeroCote 7888 T на твердий сплав BK10 та сталь 45 забезпечує виключно ефективний захист від корозійного та абразивного зносу. На підставі досліджень розроблена технологія ремонту робочих органів лопатей корпусів сталевих та матричних доліт, яка дозволяє продовжити експлуатаційний ресурс. Сталеві, матричні бурові долота та бурильні головки після їх реставрації пройшли промислові випробування у Полтавській, Харківській та Донецькій областях під час буріння газових та нафтових свердловин. Встановлено, що застосування відремонтованих доліт при бурінні нафтогазових свердловин дозволяє продовжити їх ресурс і заощадити 30...50 % коштів первісної вартості конкретного типу долота. Бібліогр. 11, табл. 2, рис. 10.

Ключові слова: матричні, сталеві долота, надтверді матеріали, PDC-полікристалічний алмазний різець, АТР-алмазно-твердосплавний різець, долота PDC, карбіди вольфраму, зносостійкість, абразивність, корозія, мікроструктура, захисні покриття, дугове наплавлення, паяння, твердість

Вступ. В останні десятиліття при бурінні газових та нафтових свердловин широке застосування отримали сталеві та матричні долота з полікристалічними алмазними різцями PDC (Polycrystallin Diamond Cutter). Ці долота не мають рухомих деталей або підшипників, а тільки лопаті, армовані природними алмазами, синтетичними полікристалічними алмазами або твердосплавними пластинами. Враховуючи високу вартість та велику продуктивність (прохідка на долото від 1 до 4 тис. м) PDC доліт та їх суттєву особливість – ремонтпридатність, було розроблено технологічний регламент візуальної оцінки зносу доліт PDC [1]. У регламенті на основі техніко-економічних показників усі зношені долота за ступенем зносу поділені на три групи: придатних для роботи, які потребують ремонту і які утилізуються.

Долота ріжучого типу за час свого існування зазнали значних змін – від використання твердосплавних різців до алмазних композитних PDC-різців, в яких алмазний шар наноситься на твердосплавну поверхню різців. Використовуючи такі елементи, вдалося значно збільшити термін служби бурових доліт, однак під час роботи відбувається значний абразивний знос корпусу долота, що не повною мірою реалізує перевагу PDC-різців. Тому для захисту робочих органів корпусу долота від зносу використовують спеціальні зносостійкі покриття. На даний час існують методи відновлення матричних і сталевих зношених корпусів

бурових доліт, в частині відновлення робочих органів та калібруючої поверхні від абразивного зносу, корозії та інших видів зношування. Для відновлення дефектних ділянок робочих органів матричних та сталевих доліт наносять проміжний шар основного металу і шар захисного твердосплавного покриття різними методами. Провідні західні та вітчизняні фірми давно використовують зносостійкі твердосплавні покриття на базі сплавів Ni, Fe, NiCr, NiCrBSi, Cu тощо, зміцнених карбідами вольфраму.

В Україні тільки в останні десятиліття почали розвиватися центри з ремонту та відновлення бурових доліт для суцільного буріння та відбору керну. Такі центри існують у тих областях, де займаються видобуванням газу та нафти (Полтавська, Харківська області України та м. Київ). В основному ремонт зношених матричних та сталевих доліт полягає не тільки в заміні зношених алмазно-твердосплавних різців та твердосплавних вставок на нові PDC-різці та твердосплавні вставки, а також відновленні зношених ділянок робочих органів (гнізд кріплення різців, твердосплавних пластин) лопатей та калібруючої поверхні долота. Збільшення ресурсу експлуатації бурового інструменту, що працює в умовах абразивного зношування, корозії та інших видів зношування є актуальною проблемою.

Мета даної роботи є дослідження та розробка технології ремонту зношених ділянок робочих ор-

ганів сталевих і матричних корпусів бурових доліт з метою підвищення експлуатаційного ресурсу бурового інструменту.

Матеріали та методи: В якості основного металу використовувалися зразки зі сталі 45 та твердосплавні пластини марки ВК10, а в якості матеріалів для наплавлення обрано: гнучкий шнур TeroCote 7888 T (Castolin) на основі нікелю діаметром 5 мм; самофлюсуючий сталевий пруток Diamax M (Castolin) діаметром 4 мм; стрічковий реліт «ЛЗ-11-7» (Україна) у формі сталеві прямокутної трубки (ширина – 7 мм, товщина – 3,5 мм).

Для виготовлення зразків використовували ручне дугове наплавлення вольфрамовим електродом, що не плавиться, в аргоні зазначеними присадними матеріалами. Джерело живлення – інверторний апарат «Корал-300». При цьому оптимальними режимами наплавлення з найменшим тепlopokладанням були такі: $U = 10...12$ В; $I = 55...100$ А. Товщина наплавленого шару становила 1...5 мм. Дослідження мікроструктури зразків, виготовлених із сталі 45 та твердосплавних пластин марки ВК10, які були наплавлені обраними зносостійкими матеріалами, проводили на оптичному мікроскопі «Neophot-32».

Результати досліджень. Проведений аналіз відпрацьованих бурових доліт показав, що слід реєструвати зношування п'яти основних елементів, зазначених у порядку частоти їх впливу на підсумкову оцінку зносу всього долота: різців, посадкових гнізд під них, вузлів промивних насадок, калібруючої поверхні долота, приєднувальної різьби муфти. Найчастіше при бурінні відбувається зношування різців, посадкових гнізд і рідше вузлів промивних каналів корпусів бурових доліт. Зношування калібруючої поверхні і приєднувальної різьби муфти зустрічається рідше, оскільки основне механічне навантаження при бурінні приймають на себе робочі органи лопатей.

Можливість заміни різця при ремонті визначається як ступенем зношеності власного різця, так і цілісністю посадкового гнізда під нього в корпусі долота, яке можна охарактеризувати часткою пошкодженої поверхні гнізда і самого різця. На рис. 1 і 2 показані ступені зношування посадкових гнізд лопатей матричних та сталевих доліт. Показано, що якщо поверхня посадкового гнізда досить прикрита тілом різця з матричним корпусом (рис. 1, а) та захисним покриттям сталевих корпусу (рис. 2, а), то гніздо слід визнати незношеним. Посадочні гнізда, зношування яких становить до 30 % (рис. 1, б, в) матричного корпусу і до 50 % сталевих корпусу (рис. 2, б, в) вважаються ремонтпридатними.

При втраті більше половини поверхні посадкового гнізда (рис. 2, г) сталевий корпус не підлягає

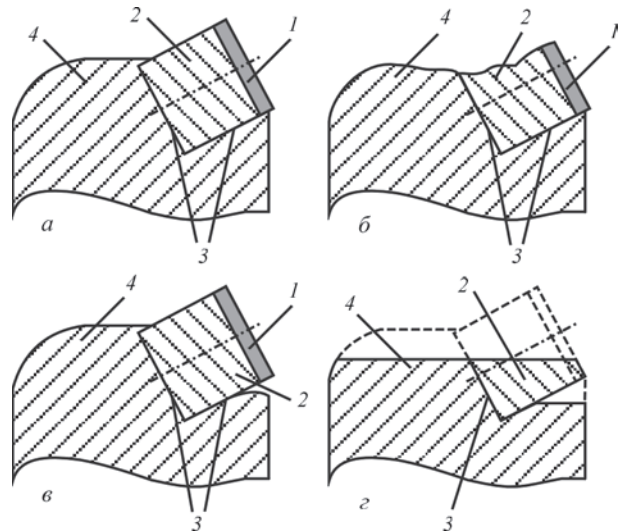


Рис. 1. Схеми зносу поверхні посадкових гнізд під різці матричних доліт: а – незношене гніздо; б, в – ремонтпридатне гніздо (знос поверхні посадкового гнізда до 30 %); г – гніздо, що не підлягає відновленню (знос поверхні посадкового гнізда більше 30 %); 1 – алмазний шар; 2 – карбід-вольфрамова підкладка; 3 – поверхня посадкового гнізда під різець PDC; 4 – корпус матричного долота

відновленню, тому що в цьому випадку важко зберегти первісну направляючу форму для орієнтації різця. Для матричних корпусів зношування поверхні посадкового гнізда більше 30 % не підлягає відновленню (рис. 1, г).

Особливу увагу слід приділити наплавленню зношених ділянок робочих органів долота, тобто провести нанесення твердосплавного покриття на зношені ділянки корпусу долота. Складність відновлення полягає у правильному нанесенні наплавленого шару на дефектні ділянки, при збере-

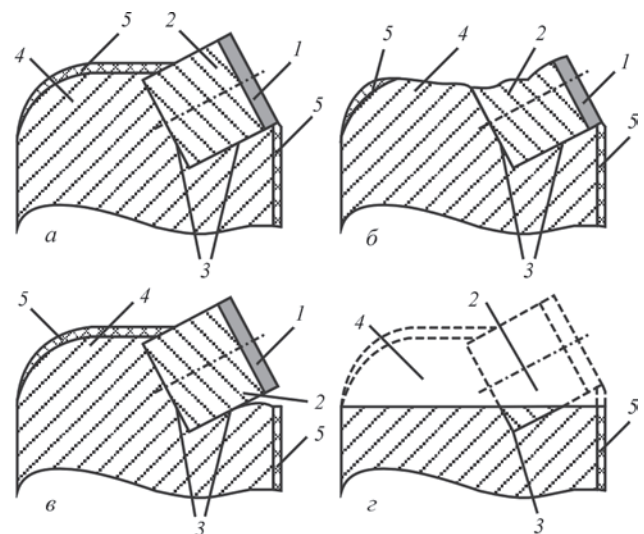


Рис. 2. Схеми зносу поверхні посадкових гнізд під різці сталевих доліт: а – незношене гніздо; б, в – ремонтпридатне гніздо (знос поверхні посадкового гнізда до 50 %); г – гніздо, що не підлягає відновленню (знос поверхні посадкового гнізда більше 50 %); 1 – алмазний шар; 2 – карбід-вольфрамова підкладка; 3 – поверхня посадкового гнізда під різець PDC; 4 – корпус сталевих долота; 5 – захисне покриття

Таблиця 1. Властивості литих карбідів вольфраму [6]

Тип карбіду	Тип кристалічної решітки	Мікротвердість, МПа	Щільність, г/см³	Температура плавлення, °C
WC	Шестигранний	17000	15,70	2600
W ₂ C	Шестигранний	30000	17,15	2850

женні геометрії посадкових гнізд (перемичок та підкладок) АТР та нанесенні захисного покриття на ці дефектні ділянки.

Грунтуючись на результатах досліджень зі створення технологічного регламенту ремонту сталевих та матричних бурових доліт різного сортаменту з алмазно-твердосплавними різцями, були проведені пошукові роботи з вибору методу нанесення та зносостійкого матеріалу, які відповідали б всім фізико-хімічним властивостям основного металу корпусів бурового інструменту. Для здійснення даної задачі були досліджені властивості існуючих зносостійких матеріалів [2–7], тобто розробка способів нанесення проміжних шарів та зносостійких шарів на зношені ділянки пошкоджених органів.

Велика частка плавлених карбідів вольфраму як із дробленими, так і зі сферичними гранулами припадає на наплавлення бурового інструменту при його виготовленні та ремонті. Для цієї мети в Україні широко використовується стрічковий реліт [5]. Розташування карбідів та їх форма впливають на властивості наплавленого шару. Дрібнозерниста структура та сильно розвинена поверхня частинок значно сприяє утриманню частинки в матриці. У роботі [6] проведено комплексне дослідження різних карбідних порошків марок Реліт, які використовуються як зносостійкі частинки в покритті корпусу долота. В якості досліджуваних матеріалів було обрано чотири різних карбідних порошків марок Реліт: Реліт ЛКВ «З»-2, Реліт ЛКВ «З»-6, Реліт ЛКВ «с», VSNGN-88 (сплави на основі нікелю та литі карбіди вольфраму). Ці порошки мають високу твердість, зносостійкість та можуть використовуватися як добавки при наплавленні зносостійких покриттів. У табл. 1 представлені дані про властивості литих карбідів вольфраму різних складів.

В результаті досліджень була вивчена морфологія карбідних частинок, які можна використовувати в якості покриття на корпусі долота. Найбільш перспективними для використання в зносостійких покриттях корпусу PDC-доліт є порошки марки Реліт ЛКВ «в» (через сферичну форму), ЛКВ «З»-6 (через більший розмір часток) і VSNGN -88 (через складний хімічний склад).

Долота ріжучого типу за час свого існування зазнали значних змін – від використання твердосплавних різців до алмазних композитних PDC-різців, в яких алмазний шар наноситься на твердосплавну підкладку. Використовуючи такі елементи, вдалося значно збільшити термін

Таблиця 2. Елементний аналіз матричних покриттів [7]

Покриття	Масова доля елементів, %	
	Ni	Cr
HR-6750	81,09	18,91
HR-6750 з підшаром Rock Dur 47	85,56	14,44
WokaDur NiA	91,03	8,97

служби бурових доліт, однак під час роботи відбувається значний абразивний знос корпусу долота, що не повною мірою реалізує переваги PDC-різців. Тому для захисту робочих органів корпусу бурового долота від зносу використовують спеціальні зносостійкі покриття, а саме покриття марок WokaDur NiA (еквівалент: TeroCote 7888 T), HR-6750, HR-6750 з підшаром Rock Dur 47 (табл. 2).

За результатами досліджень мікрорентгеноспектрального аналізу встановлено, що в зразках з покриттям HR 6750 і підшаром Rock Dur 47 присутні фази WC, W₂C, Cr, Cr₇Ni₃ (рис. 3).

Співвідношення фаз WC і W₂C в цих зразках різне, в зразку HR-6750 переважає фаза WC порівняно з W₂C, в зразку підшару Rock Dur 47 зворотна залежність. У зразках з покриттям WokaDur NiA виявлено фази WC, W₂C, CrNi. Дослідження мікроструктури покриттів показало відмінності у всіх зразках. В першу чергу через розмір карбідних частинок. Основою всіх покриттів є нікелева матриця з додатковими елементами (Cr, B, Si, C) і частинками карбіду вольфраму. У процесі проведення досліджень мікроструктури зносостійких покриттів, використаних для захисту корпусів бурових PDC-доліт від абразивного зношування під час буріння, встановлено: мікротвердість матриць отриманих покриттів становить 590...660 HV, а мікротвердість частинок карбіду вольфраму – 2145...2455 HV; мікрорентгеноспектральне дослідження підшару Rock Dur 47 виявило його часткове розчинення в процесі наплавлення зносостійкого покриття HR-6750.

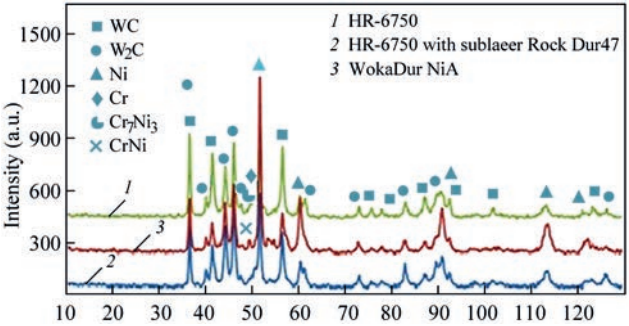


Рис. 3. Рентгенограма зразків з покриттям, нанесеним на підкладку Ст.45 [7]

На основі проведених досліджень встановлено, що WokaDur NiA (еквівалент: TeroCote 7888 T) перевершує зносостійкість інших сплавів, що пояснюється високою твердістю карбідних включень у порівнянні з іншими покриттями.

За результатами технологічних досліджень [8] щодо нанесення захисних покриттів на дефектні ділянки робочих органів сталевих та матричних бурових доліт було віддано перевагу дуговому наплавленню. Насамперед, це пов'язано з труднощами відновлення зношених перемичок посадкових гнізд лопаті та підложки різців, куди кріпляться алмазно-твердосплавні різці. При газополуменовому напавленні неможливо напавити валик товщиною 3...5 мм на зношену перемичку посадкових гнізд через можливе оплавлення полум'ям пальника дуже тонкого шару перемички, в той час, коли при дуговому напавленні при дотриманні оптимального режиму реально нанести шар у зношену ділянку даних дефектів.

Згідно результатів попередніх експериментів для подальших металографічних досліджень захисних покриттів були вибрані композиційні матеріали, що містять карбіди вольфраму (рис. 4): 1 – TeroCote 7888 T (Castolin) на основі нікелю; 2 – Diamax M (Castolin) на основі заліза; 3 – стрічковий реліт «ЛЗ-11-7» (Україна) на основі заліза.

У попередніх роботах [7–9] показано, що серед композиційних матеріалів більш перспективним

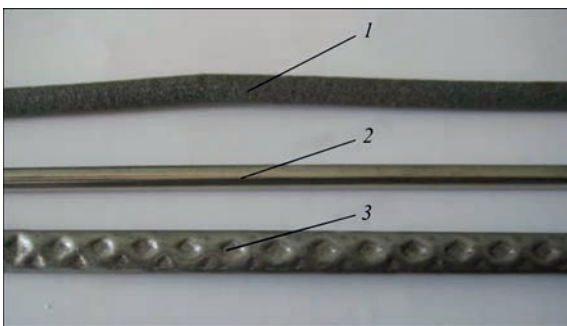


Рис. 4. Зовнішній вигляд присадних матеріалів: 1 – TeroCote 7888 T; 2 – Diamax M; 3 – реліт «ЛЗ-11-7»

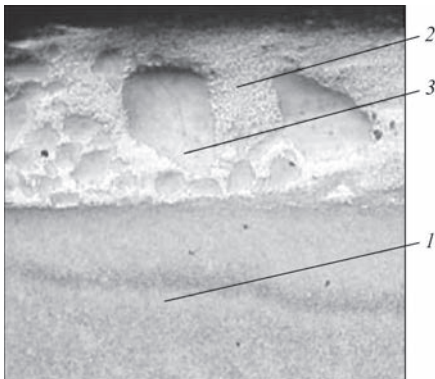


Рис. 5. Мікроструктура (×50) покриття сталевого долота: 1 – сталь 45; 2 – матриця на основі сплаву NiCrBSi; 3 – карбіди вольфраму [8]

є композиційний зносостійкий матеріал TeroCote 7888 T з карбідами вольфраму в матриці сплаву нікель-хром.

Для визначення мікроструктури захисного покриття були виготовлені шліфи зі зразків сталевого (рис. 5) і матричного доліт (рис. 6) з наплавленим шаром. Металографічні дослідження показали, що напавлений шар і основний метал поєднує тонкий перехідний шар дифузійного походження, що вказує на те, що не відбулось оплавлення основного металу і розчинення в ньому присадного металу. Мікроструктура напавленого шару сталевого долота (рис. 5) містить твердий розчин на основі нікель-хром зміцненого карбідами вольфраму, і вмістом депресантів кремнію та бору. Присутність бору та кремнію в складі присадних дрітків надає їм самофлюсуючі властивості при напавленні на сталь.

При напавленні зносостійкого покриття TeroCote 7888 T на твердосплавну пластину марки ВК10 спостерігається чиста зона з'єднання (рис. 6), дефекти у вигляді тріщин відсутні. Карбідна фаза у вигляді сірих частинок неправильної геометричної форми та різних розмірів виділяється в нікель-кобальтовій матриці (рис. 6).

За результатами досліджень показано, що більш перспективним є композиційний зносостійкий матеріал TeroCote 7888 T, що містить ультратверді карбіди вольфраму в твердій матриці сплаву нікель-хром, яка поглинає ударні навантаження і покращує опір абразивного зношування і корозії, а рівномірні частинки колотого профілю карбідів вольфраму ускладнюють вирив їх із матриці. Отримана структура напавленого покриття сталевих і матричних доліт дозволяє ефективно захистити поверхню робочих органів від корозійного та абразивного зносу, викликані впливом таких матеріалів, як пісок, гравій, земля, мінерали, вода і т. д. Досліджено, що при дуговому напавленні, низькі швидкості нагрівання і охолодження металу під час індукційного підігріву дозволяють зменшити залишкові на-

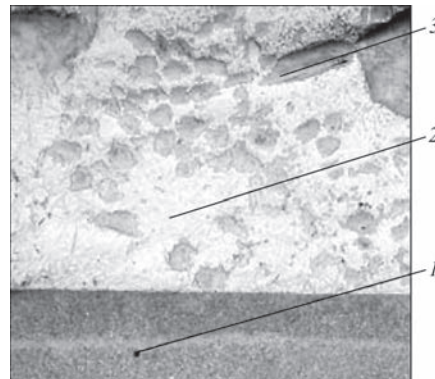


Рис. 6. Мікроструктура (×50) напавленого зразка ВК10 + TeroCote 7888 T: 1 – карбідвольфрамова матриця ВК10; 2 – матриця на основі сплаву NiCrBSi; 3 – карбіди вольфраму [8]

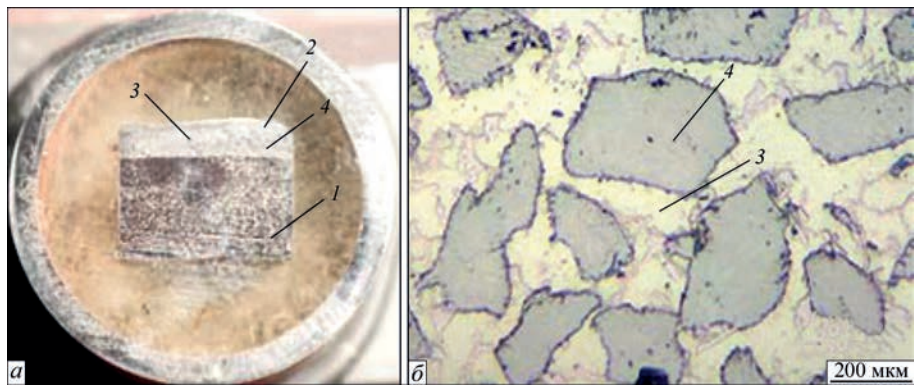


Рис. 7. Структура дослідного зразка: а – макроструктура зразка; б – мікроструктура покриття

пруги й уникнути утворення тріщин в покриттях і основному матеріалі.

Проведені раніше дослідження зносостійкості композиційних матеріалів в умовах гідроабразивного зношування показали, що зносостійкість покриття TeroCote 7888 Т на основі нікелю з колотими частинками карбіду вольфраму перевищує зносостійкість реліту «ЛЗ-11-7» (сферичні гранули карбіду вольфраму) та Diamax М (подрібнені частинки карбіду вольфраму) на основі заліза в 1,7 та 2,9 рази відповідно [9].

Було проведено дослідження мікротвердості та корозійної стійкості шару, наплавленого композиційним матеріалом TeroCote 7888 Т. За отриманими даними визначені середні значення мікротвердості для кожної ділянки (рис. 7, а, б):

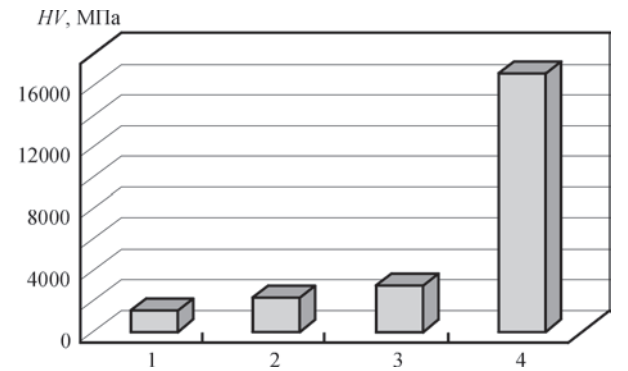


Рис. 8. Середнє значення мікротвердості ділянок дослідного зразка

1 – сталь 45 – 1400,8 МПа; 2 – покриття TeroCote 7888Т – 2262,7 МПа; 3 – матриця на основі сплаву NiCrBSi – 3123,5 МПа; 4 – карбід вольфраму – 16850 МПа (16,8 ГПа).

На основі цих даних побудований графік мікротвердості ділянок дослідного зразка (рис. 8).

Результати проведених досліджень на корозійну стійкість [10] і твердість покриття показали, що застосування композиційного матеріалу, нанесеного з використанням гнучкого шнура TeroCote 7888 Т, дозволяє знизити швидкість корозії робочих органів бурового інструменту зі сталі 45 приблизно в 53 рази, що сприятиме продовженню його експлуатаційного ресурсу.

За результатами попередніх робіт [9, 10] і наших металографічних досліджень щодо ремонту робочих органів корпусів бурових доліт був обраний композиційний матеріал TeroCote 7888 Т, який добре змочує основний метал як сталевих так і матричних бурових доліт, та не має дефектів при нанесенні наплавленого шару на зношені ділянки посадкових гнізд отворів алмазно-твердосплавних різців (АТР) і тонких перемичок між гніздами, що в свою чергу сприяє механічній обробці отворів посадкових гнізд після наплавлення і зберігає геометрію для кріплення АТР.

На основі результатів досліджень [9–11] в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України було розроблено технологію ремонту бурових доліт та буриль-



Рис. 9. Сталеve долото діаметром 215,9 мм: а – до ремонту; б – після ремонту



Рис. 10. Матричні бурові долота діаметром 311,1 мм: а – до ремонту; б – після ремонту

них головок, яка полягає у проведенні операцій, а саме: очищення долота; піскоструминна обробка; розпаявання, зняття дефектного озброєння; візуальний огляд основного металу та захисного покриття робочих органів корпусу долота; створення ступеня зносу та індивідуальної дефектної відомості; механічна обробка та підготовка дефектних ділянок для ремонту; наплавлення захисного шару на зношені ділянки корпусу долота; механічна обробка та підготовка корпусу для паяння алмазно-твердосплавних різців та твердосплавних пластин; паяння алмазно-твердосплавних різців та твердосплавних пластин у реставровані ділянки робочих органів долота; візуальний огляд робочих органів долота; тестування та випробування на нафтогазоконденсатних родовищах.

Особливості ремонту бурових доліт після абразивного зношування показані на прикладі промивного каналу сталевих корпусу бурового долота діаметром 215,9 мм виробництва фірми «Smith Bits» США (рис. 9), зношених ділянок робочих органів матричних різних конструкцій бурових матричних доліт діаметром 311,1 мм виробництва фірми «Smith Bits» США (рис. 10).

Проведено випробування бурових доліт та бурових головок, відремонтованих за розробленою технологією, в реальних умовах промислового буріння на підприємствах України: НВП «Нафтогазекologia», ПрАТ «Наукове-дослідне і конструкторське бюро бурового інструменту», Представництво «ЮСЕІС СА», ТОВ «Бурінтехсервіс», ТОВ «Регіон». Інтервали буріння представлені перешаруванням крейди, мергелів, піс-

ковиків, алевролітів, аргілітів, глин та вапняків з твердістю по штампу від 80 до 1600 МПа та абразивністю від 0,4 до 26 мг. В результаті проведених виробничих випробувань відновлених бурових доліт, оснащених алмазно-твердосплавними різцями, встановлено, що застосування зазначених доліт при бурінні нафтогазових свердловин дозволяє продовжити їх ресурс і заощадити 30...50 % коштів первісної вартості конкретного типу долота. Загальна кількість відремонтованих матричних, сталевих доліт із захисним покриттям та бурових головок склала більше 30 одиниць. За результатами випробувань отримано акти промислового впровадження даних доліт.

Висновки

1. На основі проведених досліджень для ремонту сталевих і матричних бурових доліт рекомендовано застосовувати аргонодугове наплавлення з присадкою композиційного матеріалу TeroCote 7888 Т. Шар, наплавлений цим матеріалом, має більш високу абразивну та корозійну стійкість у порівнянні з іншими наплавленими покриттями.

2. За результатами промислових випробувань відновлених корпусів сталевих та матричних доліт показано, що застосування даної технології ремонту дозволяє підвищити робочий ресурс і заощадити приблизно до 50 % коштів первісної вартості даного долота.

Список літератури

1. Хорунов В.Ф., Стефанів Б.В., Сабадаш О.М., Воронов В.В. (2012) Особенности износа и критерии ремонтно-

- пригодности буровых долот с алмазно-твердосплавными резами. *Автоматическая сварка*, **10**, 43–47.
2. Materials and Services for Oilfield equipment [Електронний ресурс] Режим доступу: <http://www.swedishmestel.com/files/mr/Durmat%20Oilfield%20Equipment.pdf>
 3. *Materiales para soldadura WokaDur* [Електронний ресурс] Режим доступу: <http://sianco.com.ar/media/procesos/Folleto%20WokaDur%20web.pdf>
 4. *Welding, brazing, coating and wearplate solutions* [Електронний ресурс] Режим доступу: <http://www.castolin.com>
 5. Жудра А.П. (2014) Наплавочные материалы на основе карбидов вольфрама. *Автоматическая сварка*, **6–7**, 69–74.
 6. Zakharova, E.S., Markova, I.Yu., Maslov, A.L. et al. (2017) Morphology of powders of tungsten carbide used in wear-resistant coatings and deposition on the PDC drill bits. *IOP Conf. Series: Journal of Physics: Conf. Series* **857** 012058. Doi: 10.1088/1742-6596/857/1/012058.
 7. Markova, I.Yu., Zakharova, E.S., Maslov, A.L. et al. (2017) The study of microstructure of wear-resistant coatings applied for protection from abrasive wear of horizontal and tilt drilling drill bits. *IOP Conf. Series: Journal of Physics: Conf. Series* **857** 012028. Doi: 10.1088/1742-6596/857/1/012028.
 8. Стефанів Б.В. (2020) Особливості відновлення зношених робочих органів бурових доліт. *Автоматичне зварювання*, **6**, 45–50.
 9. Стефанів Б.В. (2016) Исследование износостойкости защитных покрытий в условиях гидроабразивного износа. *Автоматическая сварка*, **9**, 29–33.
 10. Стефанів Б.В., Ниркова Л.І., Ларіонов А.В., Осадчук С.О. (2020) Корозійна стійкість композиційного матеріалу, наплавленого з використанням гнучкого шнура TeroCote 7888 T. *Автоматичне зварювання*, **2**, 29–32.
 11. Стефанів Б.В. (2013) Разработка технологии пайки алмазно-твердосплавных резов. *Автоматическая сварка*, **2**, 38–42.
 - with diamond-hard-alloy cutters. *The Paton Welding J.*, **10**, 39–43.
 2. *Materials and Services for Oilfield equipment*. <http://www.swedishmestel.com/files/mr/Durmat%20Oilfield%20Equipment.pdf>
 3. *Materiales para soldadura WokaDur*. <http://sianco.com.ar/media/procesos/Folleto%20WokaDur%20web.pdf>
 4. *Welding, brazing, coating and wearplate solutions*. <http://www.castolin.com>
 5. Zhudra, A. P. (2014) Surfacing consumables based on tungsten carbide. *The Paton Welding J.*, **6–7**, 66–71.
 6. Zakharova, E.S., Markova, I.Yu., Maslov, A.L. et al. (2017) Morphology of powders of tungsten carbide used in wear-resistant coatings and deposition on the PDC drill bits. *IOP Conf. Series: J. of Physics: Conf. Series* **857** 012058. Doi: 10.1088/1742-6596/857/1/012058.
 7. Markova, I.Yu., Zakharova, E.S., Maslov, A.L. et al. (2017) The study of microstructure of wear-resistant coatings applied for protection from abrasive wear of horizontal and tilt drilling drill bits. *IOP Conf. Series: J. of Physics: Conf. Series* **857** 012028. Doi :10.1088/1742-6596/857/1/012028.
 8. Stefaniv, B.V. (2016) Investigation of wear resistance of protective coatings under conditions of hydroabrasive wear. *The Paton Welding J.*, **9**, 26–29. <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.09.05>.
 9. Stefaniv, B.V. (2020) Peculiarities of repair of worn areas of drill bits. *The Paton Welding J.*, **6**, 41–46. <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.06.08>
 10. Stefaniv, B.V., Nyrkova, L.I., Larionov, A.V., Osadchuk, S.O. (2020) Corrosion resistance of composite material deposited by TIG method using flexible cord TeroCote 7888 T. *The Paton Welding J.*, **2**, 26 – 29. <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.02.05>.
 11. Stefaniv, B.V. (2013) Development of the technology of brazing diamond-hard alloy cutters. *The Paton Welding J.*, **2**, 37–41.

References

PECULIARITIES OF WEAR AND DEVELOPMENT OF REPAIR TECHNOLOGY OF DRILL BITS

B.V. Stefaniv

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: stefaniv@paton.kiev.ua

The peculiarities of wear of working bodies of housings of steel and matrix drill bits and drill heads were considered and studied, and the criteria for their reparability were determined. The degree of wear of working bodies of the landing sockets for diamond carbide cutters was investigated. The methods of preparing the worn areas of the working body for their restoration by the method of arc surfacing were optimized. Special attention was paid to studying the microstructure of the interface between the base and deposited metals: steel 45 + TeroCote 7888T composite material; steel 45 + self-fluxing steel bar Diamax M; steel 45 + tape relit LZ-11-7; VK10 hard alloy + TeroCote 7888T composite material. The structure of the TeroCote 7888T protective coating on VK10 hard alloy and steel 45 was found to provide exceptionally effective protection against corrosion and abrasive wear. On the basis of research, a technology was developed for repair of the working bodies of the blades of housings of steel and matrix drill bits, which allows extending their operational life. Steel and matrix drill bits and drill heads, after their restoration, passed industrial tests in Poltava, Kharkiv and Donetsk regions during drilling of gas and oil wells. It was established that the use of repaired drill bits when drilling oil and gas wells allows extending their life and saving 30...50% of the initial cost of a specific type of drill bit. 11 Ref., 2 Tabl., 10 Fig.

Key words: matrix, steel bits, superhard materials, PDC-polycrystalline diamond cutter, ATP-diamond carbide cutter, PDC bits, tungsten carbides, wear resistance, abrasiveness, corrosion, microstructure, protective coatings, arc surfacing, soldering, hardness

Отримано 20.11.2023

Отримано у переглянutoму вигляді 29.11.2023

Прийнято 14.12.2023



wire
Düsseldorf

join the best:

Düsseldorf, Germany

15 - 19 April 2024

САНІТАРНО-ГІГІЄНІЧНА ОЦІНКА ШУМУ ПРИ
МЕХАНІЗОВАНОМУ АРГОНОДУГОВОМУ ЗВАРЮВАННІ
НЕПЛАВКИМ ЕЛЕКТРОДОМ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

А.О. Лук’яненко, В.А. Кулешов, А.Г. Покляцький

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: kuleshovva@ukr.net

Важливим показником якості зварювальної технології є санітарно-гігієнічні показники і рівень шкідливих факторів. В роботі досліджені закономірності утворення такого шкідливого фактору, як акустичний шум, під час механізованого аргонодугового зварювання неплавким електродом (АДЗНЕ, зарубіжний аналог – TIG) алюмінієвих сплавів 1460 (Al–Cu–Li) та 1201 (Al–Cu) з метою створення рекомендацій для поліпшення санітарно-гігієнічних характеристик на робочому місці оператора-зварника. Встановлено, що величина зварювального шуму на робочому місці при силі зварювального струму в діапазоні номінальних величин 140...260 А значно перевищує гранично припустимий рівень шуму і досягає 99 дБА. Рівень шуму не залежить від хімічного складу і механічних властивостей алюмінієвих сплавів і також від способів обробки поверхні зразка. АДЗНЕ алюмінієвих сплавів 1460 і 1201 вимагає застосування спеціальних методів і засобів захисту від шуму. Бібліогр. 13, табл. 4, рис. 2.

Ключові слова: алюмінієві сплави 1460 та 1201, аргонодугове зварювання неплавким електродом, безпека праці, рівень акустичного шуму, захист від шуму

Вступ. Серед показників якості зварювальних технологій, від яких залежить їх конкурентоспроможність на світовому ринку, в наш час важливе значення мають і санітарно-гігієнічні показники [1]. Незадовільні умови праці при застосуванні деяких зварювальних технологій в значній мірі пов’язані з тим, що при удосконаленні цих технологій практично не враховувалися можливості зниження рівня шкідливих факторів у робочій зоні технологічними заходами, наприклад, вибором параметрів процесу зварювання, а також відсутністю ефективних санітарно-технічних засобів захисту.

Мета роботи – дослідити та порівняти закономірності утворення такого шкідливого фактору, як акустичний шум, під час механізованого аргонодугового зварювання неплавким електродом алюмінієвих сплавів 1460 (Al–Cu–Li) та 1201 (Al–Cu). Роботу можна розглядати як доповнення до публікації [2], в якій проведено, зокрема, порівняльне дослідження акустичного шуму під час АДЗНЕ та при зварюванні тертям з перемішуванням (зарубіжний аналог – FSW) сплаву 1460.

Методика досліджень. Дослідження санітарно-гігієнічних характеристик шуму на робочому місці проводилися у лабораторних умовах.

Механізоване аргонодугове зварювання неплавким електродом виконували за допомогою зварювальної головки АСТВ-2М від джерела живлення Magic Wave 450 австрійської фірми «Fronius» на змінному струмі частотою 200 Гц з прямокутною формою хвилі. В якості зварюваних матеріалів використовували високоміцні алюмінієві сплави 1460 та 1201, які широко застосовуються при виготовленні конструкцій відповідального призначення у різних галузях машинобудування [3, 4]. Хімічний склад і межа міцності сплавів наведені у табл. 1.

Листи завтовшки 6 і 10 мм відповідно завдовжки 400 мм і завширшки 200 мм розміщували таким чином, щоб зварні шви були орієнтованими вздовж напрямку їх прокату. Перед зварюванням проводили хімічне травлення листів по загальноприйнятій технології. Після чого здійснювали механічне зачищення торців зварюваних кромок та поверхневі шари завтовшки 0,10...0,15 мм, щоб уникнути утворення пор у зварних з’єднаннях. У ряді вимірювань змінювався спосіб обробки поверхні зразка перед зварюванням. Для зварювання (без повного проплавлення) використовували серійні неплавкі електроди марки ЕВЛ, до складу яких входить оксид лантану, діаметром 3 і 5 мм

Таблиця 1. Хімічний склад і границя міцності алюмінієвих сплавів 1460 та 1201 відповідно з ГОСТ 4784-97

Марка сплаву	Масова частка хімічних елементів, % (основа – Al)												Межа міцності σ_b , МПа
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Li	Sc	Інші	
1460	0,10	0,15	2,6...3,3	0,1	0,1	0,05	0,25	0,01...0,06	0,06...0,15	2,0...2,5	0,05...0,14	0,008...0,1 Вє	540
1201	0,20	0,30	5,8...6,8	0,2...0,4	0,2	–	0,1	0,02...0,10	0,10...0,25	–	–	0,05...0,15 V	440

Лук’яненко А.О. – <https://orcid.org/0000-0002-0632-4984>, Кулешов В.А. – <https://orcid.org/0000-0001-7518-7429>,

Покляцький А.Г. – <https://orcid.org/0000-0002-4101-2206>

© А.О. Лук’яненко, В.А. Кулешов, А.Г. Покляцький, 2024

в залежності від величини зварювального струму. В якості присадного матеріалу використовували серійний зварювальний дріт Зв1201 (Al–6 % Cu–0,1 % Ti–0,3 % Mn–0,2 % Zr) діаметром 1,6 мм і захисний інертний газ – аргон високої чистоти. Величина дугового проміжку знаходилася в межах 3...4 мм. Швидкість зварювання – 10...20 м/год (залежно від величини зварювального струму). Величину зварювального струму змінювали в межах 140...260 А, бо як правило, на такому струмі зварюють алюмінієві сплави середніх товщин (3...6 мм), які найчастіше застосовуються у виробництві [5].

Датчик шуму знаходився на відстані 0,55 м від центру місця зварювання. У процесі точка зварювання наближалася до датчика випромінювання, а потім – віддалялася. Дослідження проводилися у закритому приміщенні без витяжної вентиляції; відстань від підлоги до верху пластини становила 100 см; температура повітря ~ 15 °С при середній відносній вологості.

При вимірюванні шумових характеристик використовувався точний інтегруючий вимірювач рівня звуку: модель 2230 фірми Brüel & Kjær (Precision Integrating Sound Level Meter Type 2230) першого класу точності. Прилад дозволяє визначати еквівалентний рівень звуку, а також максимальний і мінімальний рівень звуку з точністю до 1 дБ.

Санітарно-гігієнічна оцінка шуму на робочому місці проводилася у відповідності до вимог ДСН 3.3.6.037-99 [6]. При всіх вимірах реєстрували рівні шуму з частотною корекцією А (дБА), необхідні для встановлення тимчасового характеру шуму та проведення санітарно-гігієнічної оцінки: еквівалентний рівень звуку L_{eq} (далі еквівалентний рівень шуму), максимальний $L_{p\ max}$ та мінімальний $L_{p\ min}$ рівні звукового тиску. Додатковим джерелом шуму під час проведення вимірювань було допоміжне устаткування: зварювальний апарат і джерело живлення. Оскільки у вимірюваному шумі $L_{вим}$ поряд зі зварювальним шумом $L_{зв}$, який генерує зварювальний процес, був присутній і фоновий шум $L_{фон}$, для оцінки його внеску окремо проводилися вимірювання його акустичних характеристик.

Результати та їх обговорення.

Дані про величини шуму, що генеруються при зварюванні на робочому місці зварника на відстані 0,55 м від електричної дуги в діапазоні номінальних величин зварювального струму 140...260 А наведено у табл. 2.

Проведемо аналіз даної серії вимірювань. Спочатку виконаємо класифікацію шуму за часовими характеристиками. Оскільки діапазон коливань рівня звуку за час вимірювання перевищує 5 дБА, шум є непостійним. Згідно зі встановленими нормами для визначення впливу непостійного шуму на робочий персонал достатньо двох вимірюваних величин: еквівалентного рівня звуку L_{eq} в дБА та максимального рівня звуку $(L_p)_{max}$ в дБА [6]. Під час санітарно-гігієнічної оцінки непостійного шуму на робочому місці зварника прийнято, що у разі 8 годинної робочої зміни гранично припустимий рівень (ГПР) шуму дорівнює $L_{eq} = 80$ дБА; максимальний рівень звуку не повинен перевищувати 110 дБА. Згідно результатів вимірювань на робочому місці зварника рівень шуму значно перевищує ГПР від 15 до майже 20 дБА, перевищення ж максимального рівня звуку не було.

Знайдемо величину шуму, що створюється безпосередньо зварювальним процесом. Вимірюваний шум $L_{вим}$ складається з двох частин: зварювального шуму $L_{зв}$ і фонового шуму $L_{фон}$. Використовуючи принцип енергетичної адитивності шумових потоків в точці вимірювання [7], можна показати, що вимірюваний шум $L_{вим}$ генерує виключно зварювальний процес, якщо $L_{вим} - L_{фон} \geq 10$ дБА, тобто $L_{зв} \approx L_{вим}$. Зауважимо, якщо $L_{вим} - L_{фон} = 10$ дБА, то помилка визначення еквівалентного рівня зварювального шуму таким чином не перевищує 0,5 дБА і знаходиться в межах інструментальної похибки 1 дБА. Порівняємо величини вимірюваного й фонового шумів у табл. 2. З даних таблиці випливає, що $L_{вим} - L_{фон} \geq 32$ дБА й, таким чином, можна вважати, що вимірюваний шум при зварюванні сплавів 1460 та 1201 генерує виключно зварювальний процес.

Розглянемо характер впливу на шум іншого важливого змінного технологічного параметра

Таблиця 2. Параметри шуму під час механізованого аргонодугового зварювання алюмінієвих сплавів 1460 та 1201 при різних величинах зварювального струму

Зварювальний струм, А	$L_{вим}$		
	L_{eq} , дБА	$(L_p)_{max}$, дБА	$(L_p)_{min}$, дБА
Параметри фонового шуму, що генерується допоміжним устаткуванням, при відсутності процесу зварювання			
0	62,7	68,3	60,4
Параметри зварювального шуму сплаву 1460			
140	94,7	97,8	90,9
200	96,8	98,5	93,2
260	98,1	101,1	94,8
Параметри зварювального шуму сплаву 1201			
260	99,3	101,7	96,5

сили зварювального струму I (табл. 2). Використовуючи засоби аналізу даних MS Excel, отримаємо лінійну залежність рівня шуму від величини зварювального струму (рис. 1), яка визначається наступним виразом:

$$L_{eq} = 0,0283 \cdot I + 90,867 \tag{1}$$

При цьому квадрат величини лінійної кореляції ($R^2 = 0,98$) вказує на високу вірогідність такої залежності [8]. Відзначимо, що лінійно пропорційний характер залежності рівня шуму від струму при зварюванні неплавким електродом алюміній-літєвого сплаву 1460 аналогічний залежності рівня шуму від струму при ручному дуговому зварюванні покритими електродами [9]. Таке співпадіння вказує на те, що фізичні механізми генерації шуму для зазначених вище зварювальних процесів тотожні й мають однакове джерело генерації шуму – електродугу. Слід помітити, що в роботі [10] при аргонодуговому наплавленні плавким електродом наведені дані, які, за словами авторів, «явно суперечать повсюдно прийнятій в цей час ідеї пропорційності». Причини такого протиріччя не пояснюються.

Відзначимо також слабку залежність рівня шуму від сили струму: при збільшенні сили струму майже вдвічі рівень шуму підвищився тільки на 4 %. Слід очікувати аналогічну залежність сили шуму від зварювального струму й при зварюванні сплаву 1201.

З порівняння даних випливає, що при однакових режимах зварювання ($I_{зв} = 260$ А) рівні шуму у процесі зварювання сплавів 1460 та 1201 відрізняються в межах погрішності вимірів ($L_{eq} = 99,5 \pm 1$ дБА для сплаву 1460 и $L_{eq} = 99,3 \pm 1$ дБА для сплаву 1201). Отже, генера-

ція шуму не залежить від хімічного складу і міцності сплавів.

Розглянемо додатково вплив на рівень зварювального шуму стану поверхні кромки пластин, що зварюються (шорсткість, хімічна або структурна неоднорідність, оксидні плівки тощо), як одного з можливих зовнішніх факторів, що викликають нестабільне горіння електродуги, і, отже, посилення шуму. Поверхні пластин були оброблені різними способами, в яких використовувалися наступні операції та їх комбінації: травлення, зачистка та повна механічна зачистка поверхневого шару (для сплаву 1201 – видалення плакувального шару).

Дані про величину шуму, що генерується при зварюванні сплавів 1460 та 1201 на робочому місці зварника при різних способах обробки поверхні зразків, наведені в табл. 3.

З результатів вимірів випливає, що величини рівня шуму практично не залежать від розглянутих способів обробки поверхні зразка, оскільки відмінність отриманих результатів знаходиться в межах інструментальної похибки (рис. 2).

Таким чином, стан поверхні кромки пластин, що зварюються, не впливає на рівень зварювального шуму.

Методи і засоби захисту від шуму. Механізоване аргонодугове зварювання неплавким електродом алюмінієвих сплавів 1460 і 1201 вимагає застосування спеціальних методів і засобів захисту від шуму зварників та оточуючого персоналу, оскільки рівні шуму в робочій зоні вищі ГПР = 80 дБА і лежать у межах 94,7...99,3 дБА.

Засоби і методи зниження шуму поділяються на засоби і методи колективного захисту та засоби індивідуального захисту (ЗІЗ) [1].

Засоби колективного захисту по відношенню до джерела збудження шуму поділяються на засоби, що знижують шум в джерелі його виникнення, і засоби, що знижують шум на шляху його поширення від джерела до об’єкта, що захищається.

Ми обмежимося розглядом кількох способів захисту від шуму, в першу чергу, незатратних, оскільки застосування більшості колективних засобів залежить від реальних умов проведення зварювальних робіт.

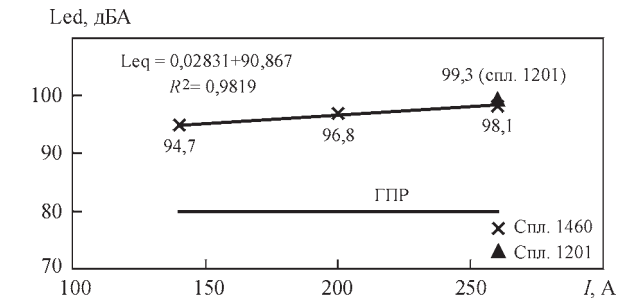


Рис. 1. Залежність рівня шуму від струму при зварюванні неплавким електродом сплавів 1460 та 1201: ГПР – гранично допустимий рівень шуму

Таблиця 3. Параметри шуму під час механізованого аргонодугового зварювання неплавким електродом алюмінієвих сплавів 1460 та 1201 при зварювальному струмі 260 А при різних способах обробки поверхні зразків

Номер вимірювання	Спосіб обробки поверхні зразка	L _{вим}		
		L _{eq} , дБА	(L _p) _{max} , дБА	(L _p) _{min} , дБА
Сплав 1460				
1	Травлення поверхні зразка	99,5	101,1	96,2
2	Травлення + зачищення поверхні зразка	98,8	100,4	96,5
Сплав 1201				
1	Травлення поверхні зразка із плакувальним шаром	99,3	101,7	97,5
2	Травлення + зачищення + травлення поверхні зразка із плакувальним шаром	98,4	100,0	97,2
3	Повне механічне видалення плакувального шару зразка	98,7	100,2	96,6

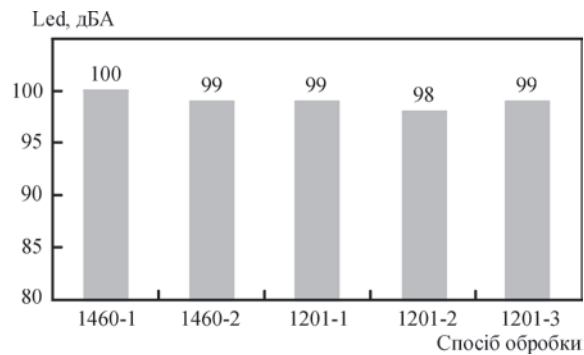


Рис. 2. Рівень шуму при аргонодуговому зварюванні неплавким електродом алюмінієвих сплавів 1460 та 1201 при струмі 260 А при різних способах обробки поверхні зразків: 1460-1 – травлення поверхні зразка 1460; 1460-2 – травлення + зачищення поверхні зразка 1460; 1201-1 – травлення поверхні зразка 1201 із плакувальним шаром; 1201-2 – травлення + зачищення + травлення поверхні зразка 1201 із плакувальним шаром; 1201-3 – повне механічне видалення плакувального шару зразка 1201

До організаційного способу колективного захисту від шуму відносяться, зокрема, два простих й незатратних способи боротьби з шумом – «захист часом» та «захист відстанню». Так званий спосіб «захист часом» дає можливість так організувати роботу, щоб сумарний шумовий вплив на працівника за робочу зміну був нешкідливим для його здоров'я. При «захисті відстанню» визначають безпечні по шуму зони. Це в край важливо при дистанційно керованих і механізованих зварювальних роботах.

Розглянемо спосіб «захисту часом». Якщо рівень шуму перевищує ГПР, то безпечні умови роботи зберігаються при відповідному скороченні часу перебування в такій шумовій обстановці. Допускається використовувати індивідуальні дозиметри шуму з параметром еквівалентності $q = 3$ – число децибел, що додаються до рівня шуму, при зменшенні часу його дії у 2 рази для збереження тієї ж дози шуму [6]. Тому, наприклад, при рівні звуку 83,0 дБА тривалість безперервної роботи не повинна перевищувати 4 год.

Визначення межі, безпечної за рівнем шуму робочої зони можливо, але в даній роботі не проводилися. Для визначення дистанції від місця зварювання до межі безпечної зони проведемо її теоретичний розрахунок. Джерело шуму будемо розглядати як точкове, отже, звукову хвилю як сферичну, яка поширюється у вільному звуковому полі, де немає відбитків, і де немає дисипації звукової енергії. На дистанціях r_1 та r_2 від джерела шуму рівні шуму будуть L_1 та L_2 . З закону про збереження енергії звукової хвилі при r_1 і r_2 [7] отримуємо наступне співвідношення $r_2 = r_1 \times 10^{(L_1 - L_2)/20}$. Підставляючи у формулу максимальну виміряну величину шуму $L_1 = 99,3$ дБА на дистанції $r_1 = 0,55$ м та $L_2 = 80$ дБА, знаходимо відстань до безпечної зони $r_2 = 0,55 \times 10^{19,3/20} \approx 5$ м.

Розглянемо можливість скорочення величини r_2 , комбінуючи ці два способи, «захист газом» та

«захист відстанню». У табл. 4 дані значення r_2 при L_2 рівному 83 і 86 дБА і допустимий час безперервної безпечної по шуму роботи t :

Для механізованого зварювання отримані цілком прийнятні величини для вибору у конкретних виробничих умовах.

Коли колективні методи не забезпечують безпечних рівнів звуку на робочому місці, застосовують ЗІЗ від шуму. Принцип дії ЗІЗ – захистити найбільш чутливий канал впливу шуму на організм людини – вухо, і, як стверджують їхні виробники, вони здатні ефективно знижувати шумовий вплив на орган слуху (дивіться, наприклад, [11]). Застосування ЗІЗ дозволяє запобігти розладу не тільки органів слуху, а й нервової системи від дії надмірного подразника. Рівень захисту визначається акустичною ефективністю SNR (Single Number Rating) та є основною характеристикою протишумних виробів. Акустична ефективність або заглушаюча здатність ЗІЗ це алгебраїчна різниця в децибелах між рівнем звукового тиску третьоктавної смуги, виміряним мікрофоном акустичного вимірювача в певному звуковому полі та певних умовах без протишуму і з протишумом. Для вибору ЗІЗ органів слуху з необхідним SNR спочатку оцінюють рівень шуму на робочому місці, а потім віднімають значення необхідного кінцевого рівня шуму. Рекомендується забезпечити кінцевий рівень шуму, що знаходиться в межах від 75 до 80 дБА. Кінцевий рівень шуму 70 дБА і нижче вважається зайвим глушенням звуку. ЗІЗ слуху дозволяють знизити рівні звукового тиску на 7–45 дБА. Вони бувають у вигляді протишумових навушників, які закривають зовні повністю вушну раковину [12], вкладишів (антифонів), які вставляють у слуховий канал [13], шоломів та касок, спеціальних костюмів. Вкладиші та навушники знижують шум на 20 ÷ 40 дБА. Протишумові шоломи і костюми застосовуються при дуже високих рівнях шуму до 120 дБА та знижують шум на 20 ÷ 45 дБА.

Ефективність ЗІЗ може бути забезпечена правильним підбором в залежності від рівнів та спектру шуму, а також контролем за умовами їх експлуатації. Бажаємо перевіряти ефективність конкретного ЗІЗ слуху під час використання конкретним працівником. Найефективніші ЗІЗ, зазвичай, у сфері високих частот. За потреби ЗІЗ можна використовувати разом з іншими засобами, забезпечуючи необхідний рівень безпеки під час роботи.

Оскільки досліджені зварювальні процеси генерують шуми не вище 20 дБА, було б доречно за-

Таблиця 4. Час безпечної роботи t в робочій зоні, розташованій на відстані r_2 від місця зварювання, залежно від рівня шуму L

L , дБА	80	83	86
r_2 , м	5	3,6	2,5
t , час	8	4	2

стосовувати протишумні ЗІЗ, такі, наприклад, як антифони або навушники, заглушуюча здатність яких сягає таких же меж або більше.

Висновки

При виконанні досліджень встановлено, що:

1. Величини зварювального шуму на робочому місці зварника в процесі аргонодугового зварювання неплавким електродом (вольфрамовим) алюмінієвих сплавів 1460 і 1201 в діапазоні номінальних величин зварювального струму 140...260 А значно перевищують ГПР. При цьому джерелом шуму є тільки процес зварювання, шумом від допоміжного устаткування можна зневажити.

2. Залежність рівня шуму від величини зварювального струму лінійна і дуже слабка. Крім того, рівень шуму не залежить від хімічного складу і механічних властивостей алюмінієвих сплавів, а також від розглянутих способів обробки поверхні зварюваних листів.

3. Механізоване аргонодугове зварювання неплавким (вольфрамовим) електродом досліджуваних високоміцних алюмінієвих сплавів 1460 і 1201 вимагає застосування спеціальних методів і засобів захисту від шуму. Рекомендовано знижувати вплив шуму на робочий персонал до безпечної величини за допомогою колективних методів «захисту відстанню та часом», а також ЗІЗ слуху, навушників та вкладишів, що мають SNR не менше 20 дБА.

Список літератури

1. Жидецький В.Ц. (2002) *Основи охорони праці*. Підручник. Львів, Афіша.
2. Lukinenko, A.O., Motrunich, S.I., Darko BajicDarko et al. (2021) Noise Level Assessment and Mechanical Properties of Welded Joints of Aluminium Alloys of the Al-Cu-Li System in FSW and TIG Welding. *FME Transactions*, 49, 1, 220–224.
3. Белецкий В.М., Кривов Г.А. (2005) *Алюминиевые сплавы (Состав, свойства, технология, применение) Справочник*. Фридляндер И.Н. (ред.). Киев, КОМИНТЕХ.
4. Ищенко А.Я., Лабура Т.М. (2013) *Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов*. Киев, Наукова думка.
5. Mashin, V.S., Poklyatsky, A.G., Fedorchuk, V.E. (2005) Mechanical properties of aluminium alloys in consumable and nonconsumable electrode arc welding. *TPWG*, 9, 39–45.

6. (1999) СН 3.3.6.037-99. Санітарні норми виробничого шуму, ультразвуку та інфразвуку. Введ. 01.12.1999.
7. Грінченко В.Т., Вовк Ш.В., Маципура В.Т. (2007) *Основи акустики*. Київ, Наукова думка.
8. Тейлор Дж. (1985) *Введение в теорию ошибок*. Москва, Мир.
9. Левченко О.Г., Кулешов В.А., Арламов А.Ю. (2014) Санитарно-гигиеническая оценка шума при ручной дуговой сварке покрытыми электродами. *Автомат. сварка*, 9, 47–50.
10. Рейсген У., Врис де Я. (2013). Определение нестабильности процесса МАГ сварки по искажению акустических параметров дуги. *Автомат. сварка*, 7, 41–45.
11. Средства индивидуальной защиты органов слуха // <https://svan.com.ua/sredstva-zashchity-organov-sluha/>.
12. (2020) ДСТУ EN 352-1:2018 (EN 352-1:2002, IDT). *Засоби індивідуального захисту органів слуху. Загальні вимоги. Частина 1. Навушники протишумові. Введ. 2020-01-01*.
13. (2020) ДСТУ EN 352-2:2018 (EN 352-2:2002, IDT). *Засоби індивідуального захисту органів слуху. Частина 2. Вкладишки протишумові. Введ. 2020-01-01*.

References

1. Zhidetskyi, V.Ts. (2002) *Fundamentals of labour safety: Manual*. Lviv, Afisha [in Ukrainian].
2. Lukinenko, A.O., Motrunich, S.I., Darko BajicDarko et al. (2021) Noise level assessment and mechanical properties of welded joints of aluminium alloys of the Al-Cu-Li system in FSW and TIG welding. *FME Transact.*, 49(1), 220–224.
3. Beletsky, V.M., Krivov, G.A. (2005) *Aluminium alloys (Composition, properties, technology, application): Refer. Book*. Ed. by I.N. Fridlyander. Kyiv, KOMINTEKH [in Russian].
4. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M. (2013) *Welding of modern structures from aluminium alloys*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
5. Mashin, V.S., Poklyatsky, A.G., Fedorchuk, V.E. (2005) Mechanical properties of aluminium alloys in consumable and nonconsumable electrode arc welding. *The Paton Welding J.*, 9, 39–45.
6. (1999) SN 3.3.6.037-99. Sanitary standards for production noise, ultrasound and infrasound. Introd. 01.12.1999 [in Ukrainian].
7. Grinchenko, V.T., Vovk, Sh.V., Matsipura, V.T. (2007) *Basics of acoustics*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
8. Teylor, J. (1985) *Introduction to theory of errors*. Moscow, Mir [in Russian].
9. Levchenko, O.G., Kuleshov, V.A., Arlamov, A.Yu. (2014) Sanitary-hygienic evaluation of noise in manual arc welding with covered electrodes. *The Paton Welding J.*, 9, 45–48.
10. Reisgen, U., Vries, J. (2013) Acquisition of process irregularities by means of acoustic distortion parameters during GMA welding processes. *The Paton Welding J.*, 7, 39–43.
11. *Individual protection means of organs of hearing* [in Russian]. <https://svan.com.ua/sredstva-zashchity-organov-sluha/>.
12. (2020) DSTU EN 352-1:2018 (EN 352-1:2002, IDT) *Hearing protectors. General requirements. Pt. 1: Anti-noise earplugs*. Introd. 2020-01-01 [in Ukrainian].
13. (2020) DSTU EN 352-2:2018 (EN 352-2:2002, IDT) *Hearing protectors. General requirements. Pt. 2: Anti-noise earplugs*. Introd. 2020-01-01 [in Ukrainian].

SANITARY AND HYGIENIC ASSESSMENT OF NOISE AT NONCONSUMABLE ELECTRODE MECHANIZED ARGON-ARC WELDING OF ALUMINUM ALLOYS

A.O. Lukyanenko, V.A. Kuleshov, A.G. Poklyatskyi

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: kuleshovva@ukr.net

Sanitary and hygienic characteristics and level of harmful factors are an important indicator of welding technology quality. In the work, the regularities of formation of such a harmful factor as acoustic noise during nonconsumable electrode mechanized argon-arc welding (foreign analogue - TIG) of aluminium alloys 1460 (Al-Cu-Li) and 1201 (Al-Cu) were investigated, in order to develop recommendations for improvement of sanitary and hygienic characteristics at the operator-welder workplace. It was established that the magnitude of welding noise at the workplace at welding current in the range of nominal values of 140...260 A significantly exceeds the maximum permissible noise level and reaches 99 dBA. The noise level does not depend on the chemical composition and mechanical properties of aluminium alloys or on the methods of sample surface treatment. TIG welding of aluminium alloys 1460 and 1201 requires application of special methods and means of noise protection. 13 Ref., 4 Tabl., 2 Fig.

Keywords: aluminium alloys 1460 and 1201, nonconsumable electrode argon-arc welding, occupational safety, acoustic noise level, noise protection

Отримано 20.11.2023

Отримано у переглянутому вигляді 29.11.2023

Прийнято 14.12.2023

А.Л. БОРИСОВІЙ – 90



20 лютого виповнилось 90 років Аллі Лукінічній Борисовій, професору, доктору технічних наук, провідному науковому співробітнику відділу захисних покриттів Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України.

Після закінчення Київського державного університету ім. Т.Г. Шевченка у 1957 р. вона навчалася в аспірантурі кафедри рентгенометалофізики КДУ. З 1960 по 1986 рік А.Л. Борисова працювала в Інституті проблем матеріалознавства НАН України, де пройшла шлях від старшого інженера до завідуючої лабораторією захисних покриттів. У 1962 р. вона захистила дисертацію на здобуття вченого ступеню кандидата технічних наук та у 1975 році – доктора технічних наук. У 1984 році їй присвоєно вчене звання професора.

Після переведення з 1986 р. А.Л. Борисова працює в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона.

Борисова А.Л. широко відома як провідний спеціаліст у галузі матеріалознавства захисних покриттів, має багаторічний досвід досліджень структури та властивостей покриттів, одержування різних способами нанесення. Вона здійснює наукове та методичне керівництво всім комплексом матеріалознавчих досліджень при виконанні робіт, пов'язаних з вивченням фізико-хімічних

процесів за умов формування і експлуатації захисних покриттів, які отримано газотермічним напыленням, дифузійним насиченням та іншими методами, а також оцінкою структури, властивостей покриттів (жаротривкості, корозійної стійкості та зносостійкості). Одночасно за її участі розроблялись захисні покриття для деталей машин; антифрикційні покриття, що містять нові типи твердих мастил, біокерамічні покриття для виробів медичного призначення тощо. Під її керівництвом виконується комплекс робіт, спрямований на створення нового класу захисних покриттів з різними типами структури (аморфною, квазікристалічною і нанокристалічною), що є перспективним для застосування в різних галузях сучасної техніки.

Підготувала більше 10 кандидатів та одного доктора наук. Бере активну участь у міжнародному співробітництві. Їй присвоєно почесне звання «Кращий винахідник АН УРСР» (1985), нагороджено відзнакою НАН України «За підготовку наукової зміни» (2009).

А.Л. Борисова – автор і співавтор понад 300 наукових праць, має 14 авторських свідоцтв; нею та за її участю написано 11 монографій і довідників (4 з них опубліковано в США та Японії). Вона є членом Нью-Йоркської академії наук. Її праця високо оцінено: як видатний діяч науки, вона є стипендіатом Президента України.

Сердечно поздоровляємо ювіляра, від всієї душі бажаємо міцного здоров'я і бадьорості, творчої енергії та нових досягнень.

Редколегія журналу «Автоматичне зварювання»

ПЕРЕДПЛАТА 2024

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.			
	місяць	квартал	півроку	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 6 випусків на рік. ISSN 0005-111X. Передплатний індекс 70031.	–	–	900	1800
«Сучасна електрометалургія», видається з 1985 р., 4 випуски на рік. ISSN 2415-8445. Передплатний індекс 70693.	–	300	600	1200
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 0235-3474. Передплатний індекс 74475.	–	300	600	1200
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X. Передплатний індекс 21971.	600	1800	3600	7200

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою банделоллю.

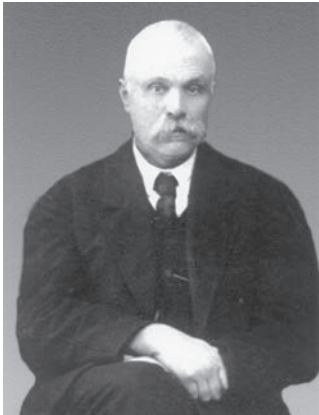
** Журнал «The Paton Welding Journal» містить статті, отримані від авторів з усього світу і вибірково переклади на англійську мову статей з журналів «Автоматичне зварювання», «Сучасна електрометалургія», «Технічна діагностика та неруйнівний контроль».

Передплату на журнали можна оформити по каталогам передплатних агенцій «УКРПОШТА», «Прес Центр» та у видавництві. Передплата через видавництво з любого місяця на любой термін, в т.ч. на попередні періоди та окремі статті, починаючи з першого року видання.

Можлива також передплата на електронні версії журналів.

1929 – 1940 рр.

Створення спеціалізованого Інституту зварювання та перші досягнення



Євген Оskarович Патон, 1934 р.

голосяв на можливостях і економічних перевагах зварювання.

У 1929 – 1933 рр. Є.О. Патонем проведено порівняльні випробування натуральних клепаних та зварних сполук, встановлена принципова можливість застосування зварних з'єднань, що зазнають не тільки статичні, а й динамічні навантаження. У 1930 – 1935 рр. розроблено проекти і технології виготовлення відповідальних зварних конструкцій, судин високого тиску (хімічної апаратури, котлів та ін.). 3 січня 1934 р. уряд УРСР прийняв постанову про створення Інституту електрозварювання. Директором призначений Є.О. Патон. 23 травня 1936 р. було прийнято урядову постанову створити при Інституті проектно-консультаційне бюро з питань автоматизації зварювання і відділ впровадження.

Ще до утворення Інституту були розроблені методи досліджень і розрахунки на міцність, рекомендації щодо проектування раціональних зварних швів, вузлів перекриттів та конструкції машин (опубліковано в журналах та викладено у посібниках).

У 1936 – 1940 рр. досліджені металургійні процеси, розроблені матеріали, обладнання та технологія дугового автоматичного зварювання під шаром флюсу конструкційних сталей (Є.О. Патон, П.П. Буштетт,

В.І. Дятлов). Новий спосіб зварювання був в 11 раз більш продуктивним, ніж ручне дугове зварювання. Видано монографію зі зварювання під флюсом, закладено основи зварювального металознавства. (Патон Є.О. Автоматичне зварювання голим електродом під шаром флюсу. – Харків, 1940).

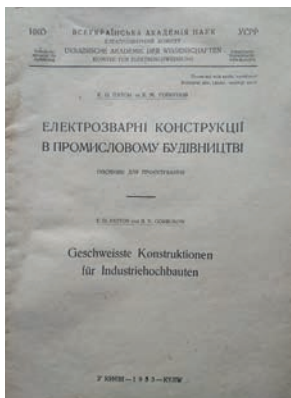
У червні 1940 р. Є.О. Патон продемонстрував на Всесоюзній конференції можливості автоматичного зварювання під флюсом делегатам підприємств провідних галузей промисловості.



Є.О. Патон з делегатами конференції з автоматичного зварювання, м. Київ, 1940 р.

У 1940 р. Є.О. Патона призначено членом Ради по машинобудуванню при Раднаркомі СРСР і доручено контроль над впровадженням автоматичного зварювання на 20-ти провідних підприємствах СРСР. Одночасно на нього покладано обов'язки керівника відділу електрозварювання ЦНДІ технології машинобудування зі збереженням керівництва ІЕЗ. В травні 1941 р. відбулась Всесоюзна конференція по зварюванню. Основною була доповідь Є.О. Патона «Скоростная автоматическая электросварка голым электродом под слоем флюса».

У 1935 р. в Київському політехнічному інституті з ініціативи Є.О. Патона організовано кафедру зварювального виробництва. Під його керівництвом розроблено програми та навчальні посібники.



В Електрозварній лабораторії (експерименти з атомно-водневого зварювання), 1930 р.

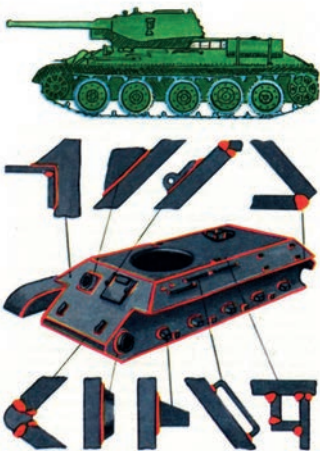


1941 – 1945 рр.

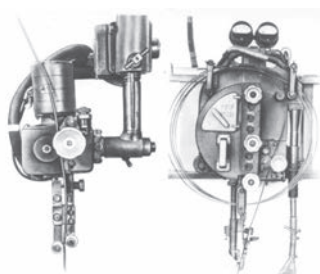
ІЕЗ – внесок у перемогу у Другій світовій війні

З початком нападу Німеччини на СРСР ІЕЗ було евакуйовано в м. Нижній Тагіл (Росія) та розміщено на території «Уралвагонзаводу». Тут було впроваджено автоматичне зварювання під флюсом і успішно працювали головки А-66 (апарат А-66 для дугового зварювання, побудований на принципі авторегулювання швидкості подачі електродного дроту в залежності від зміни падіння напруги на дузі). Сюди ж було переведено і Харківський танковий завод (ХТЗ), де був створений та виготовлявся танк Т-34.

Є.О. Патон розгорнув розробку технології зварювання високоміцних загартованих сталей та апаратів для автоматичного зварювання вузлів танків. У листопаді 1941р. фахівці ІЕЗ та ХТЗ вирішили проблему автоматичного зварювання спеціальних броньових сталей. У 1942 р. В.І. Дятлов відкрив явище саморегулювання дугових процесів, Б.Є. Патон та А.М. Макара дослідили процеси зварювання під флюсом, встановили взаємозалежність параметрів режиму дугового зварювання та розподілу енергії у зоні зварювання. У 1942 – 1943 рр. спроектовано та виготовлено 20 спеціалізованих установок для автоматичного зварювання під флюсом корпусів танків, башен та інших вузлів, 8 установок для виготовлення фугасних авіабомб, реактивних снарядів та інших боеприпасів (П.І. Севбо). Продуктивність зварювальних робіт збільшилась у 14 разів. У 1942 – 1945 рр. на поточкових лініях зі збирання та автозварювання на 52-х заводах виготовлено понад 100 тис. танків Т-34, КВ, ІС, САУ.



Зварні вузли танка Т-34
(Схема)



Зварювальна головка А-88



Пост зварювання корпусу

Одна установка, керована підлітками, замінювала 10–14 досвідчених зварників-ручників. Наприклад, на приварці днища підкрилка до борту двома потужними швами довжиною понад 5 м кваліфікований зварник працював близько 20 год. Підліток, після 5 – 10 днів навчання, міг зварити автоматом цей шов за 2 год.

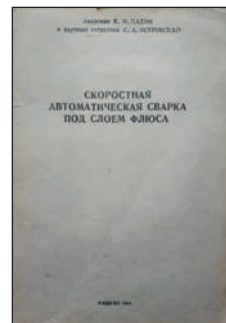


Є.О. Патон з макетом Т-34. Є.О. Патону першому з українських академіків було присвоєно звання Героя Соціалістичної Праці (1943 р.)



Ветерани ІЕЗ, що працювали в м. Нижній Тагіл у 1941 – 1944 рр.

У 1943 р. опубліковано монографію зі зварювання бронеконструкцій під флюсом – «Посібник з автоматичного зварювання бронеконструкцій». У 1942 – 1944 рр. співробітниками Інституту було написано та видано 12 друкованих праць.



1946 – 1953 рр.

Внесок у відновлення економіки країни

У 1941 – 1944 роках на території, де проходили військові дії, значну кількість металоконструкцій та виробничого обладнання було зруйновано. Є.О. Патон ще у 1943 р., розпочав конверсію військових технологій для відновлення народного господарства. Під керівництвом Є.О. Патона були розгорнуті цілеспрямовані теоретичні та експериментальні дослідження.

Були створені нові зварювальні і наплавлювальні матеріали (В.В. Підгаєцький, І.І. Фурмін, Т.М. Слуцька, В.С. Ширин), технології дугового зварювання та наплавлення: у вуглекислому та інших активних газах (Б.Є. Патон, Д.А. Дудко, А.Г. Потап'євський, М.Г. Остапенко, І.І. Заруба), під безкисневим флюсом алюмінію та його сплавів (1952 р., Д.М. Рабкін), з використанням галогенідних флюсів – титану, ванадію, ніобію та їх сплавів (1956 р., С.М. Гуревич), шлангова напівавтоматична під флюсом (Б.Є. Патон.).

Розроблено: принцип примусового формування кристалізації зварювальної ванни, автоматичне дугове зварювання під флюсом вертикальних та горизонтальних з'єднань (Г.З. Волошкевич), зварювальний пістолет для приварювання шпильок (М.Г. Остапенко, 1948 р.).

У 1949 р. був створений новий вид зварювання – електрошлакове зварювання, розроблені обладнання і технологія зварювання за один прохід конструкцій практично необмеженої товщини (ЕШЗ, Б.Є. Патон, Г.З. Волошкевич).

Колектив ІЕЗ здійснив прорив у створенні нового обладнання – універсальної мобільної зварювальної апаратури (тракторів та шлангових напівавтоматів) та спеціалізованих складально-зварювальних установок.

У 1944 р. встановлено можливість зміни форми зварних виробів в межах пружних деформацій, було розроблено технологію виготовлення крупногабаритних листових конструкцій (Г.В. Раєвський).

У 1945 – 1952 рр. досліджено природу утворення тріщин і пір у зварних з'єднаннях, розроблено теорію руйнування зварних конструкцій та методи оцінки зварюваності сталей. Встановлено закономірності легування металу шва. Результати робіт стали підставою для створення нових марок сталей, зварювальних матеріалів та технологій. (Є.О. Патон, А.І. Асніс, В.В. Шейверницький, І.І. Фурмін, Ю.М. Готальський, В.Ф. Грабін, Л.М. Гутман, О.А. Казимиров, Н.О. Лангер, Р.І. Лашкевич, С.Л. Мандельберг, В.Е. Моравецький, В.І. Новіков, С.А. Островська, Ю.А. Стеренбоген та інші.). Для оснащення комплексно-механізованих та автоматизованих виробництв були створені станки-автомати, джере-



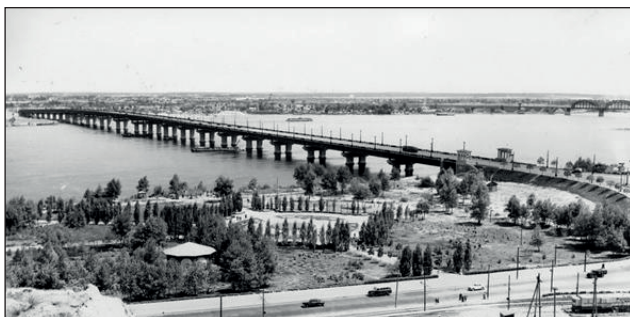
Новий клас зварювального обладнання – трактор для автоматичного зварювання ТС-17 (Є.О. Патон, Б.Є. Патон і В.Є. Патон, 1949 р.)



Зварювання мостової балки



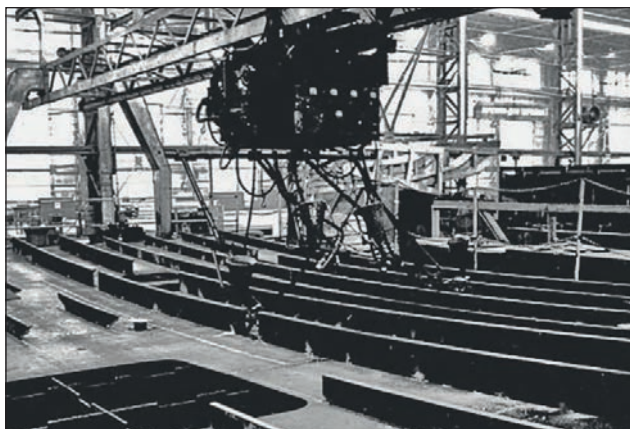
Приварка підпалубної секції



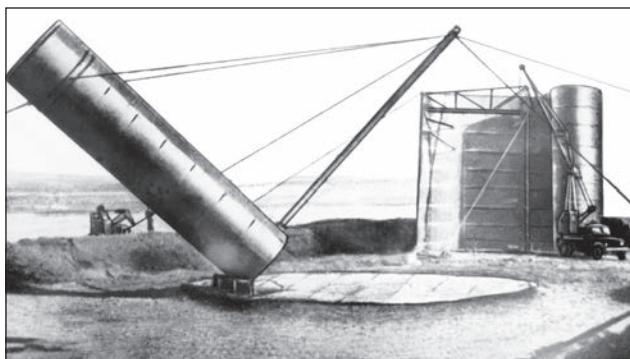
Міст ім. Є.О. Патона (довжина моста 1543 м, ширина 21 м, маса моста 10 тис. т.), 1953 р.



Зварна залізнична цистерна з алюмінієвого сплаву для перевезення компонентів ракетного палива



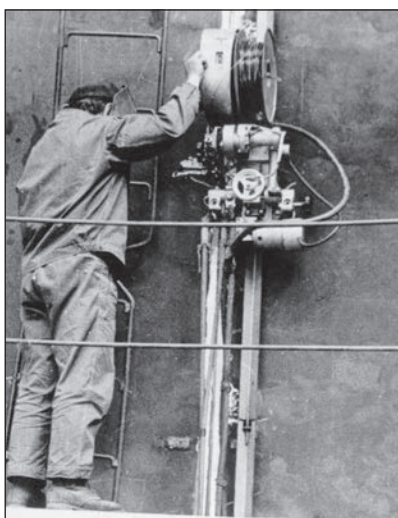
Зварювання палубної секції шланговими автоматами



Монтаж резервуара по новій технології



Впровадження шлангового напівавтомата для зварювання під флюсом (завод «Ленінська кузня», м. Київ, 1956 р.)



Вперше в світі було створено автоматичне зварювання вертикальних швів



Зварювання трактором ТС-17 стиків газопроводу Дашава-Москва



Трубозварювальний цех, м. Харцизьк

ла живлення (П.І. Севбо, В.Є. Патон, А.І. Чвертко, М.М. Сидоренко, І.В. Кирдо, О.І. Корінний, І.М. Рублевський та інші.) У 1949 р. винайдений контурний трансформатор для стикового контактного зварювання оплавленням (М.Г. Остапенко, В.К. Лебедєв), що став основою для створення принципово нового виду складально-зварювальної техніки.

Для оснащення комплексно-механізованих та автоматизованих виробництв були створені зварювальні станки-автомати, джерела живлення та допоміжне обладнання (роликові стенди, кантувачі, поворотні колони, маніпулятори тощо). Нові технічні рішення,

розроблені в ІЕЗ, прискорили виробництво цистерн, котлів, машин, гірничо-шахтного та енергетичного обладнання, металургійних печей, будівництво домів, мостів та інших конструкцій.

До 1952 р. в Україні було повністю відновлено паливно-енергетичну та гірничо-металургійну промисловість. Використання зварювання під флюсом на понад 100 заводах СРСР дозволило звільнити понад 30 тис. кваліфікованих робітників, економія становила мільярди рублів.

Матеріал підготовлено доктором іст. наук О.М. Корнієнком