

З А В Т О М А Т И Ч Н Е 3 2024 З В А Р Ю В А Н Н Я

Avtomatychne Zvaryuvannya

Видається з 1948 р.

Published since 1948

ЗМІСТ

ЗВАРЮВАННЯ В ТВЕРДІЙ ФАЗІ

Хохлов М.А., Махненко О.О., Костін В.А., Покляцький А.Г., Фальченко Ю.В., Хохлова Ю.А. Термомеханічні процеси при зварюванні тертям з перемішуванням листів магнієвого сплаву 3

Мазурак В.Є., Черв'яков М.О., Кушнарєва Т.М., Волосатов І.Р. Механічні властивості реакційно-дифузійного з'єднання жароміцного нікелевого сплаву ЧС70-ВІ 11

ТЕХНОЛОГІЯ ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ

Лабур Т.М., Покляцький А.Г., Коваль В.А. Зварювання високоміцного алюмінієвого сплаву 2219-T31 плавким і неплавким електродами 19

Бондаренко А.М., Лук'янченко Є.П., Майданчук Т.Б., Степченко Д.М. Особливості зварювання неплавким електродом міді малих товщин 29

МЕТАЛОЗНАВСТВО

Leszek Chalko. Структурно-фазові особливості пошкоджуваності зварних з'єднань паропроводів ТЕС з теплостійких сталей (Огляд) 34

Швець В.І., Капітанчук Л.М., Зяхор І.В., Дідковський О.В., Антіпін Є.В. Особливості руйнування зварних з'єднань залізничних рейок з киснево-конверторної сталі К76Ф 41

ЕЛЕКТРОШЛАКОВІ ТЕХНОЛОГІЇ

Соловйов В.Г., Кусков Ю.М., Романова І.Ю. Оптимізація форми металевої ванни при електрошлаковому наплавленні в стаціонарному струмопідвідному кристалізаторі для отримання біметалевих виробів 49

ІНФОРМАЦІЯ

Історія створення та застосування галоїдних флюсів 59

Ефективне зварювання TIG без зусиль 61

«ДНІПРОМЕТИЗ ТАС»: розширення горизонтів на виставці Düsseldorf WIRE 2024 63

CONTENT

WELDING IN THE SOLID PHASE

Khokhlov M.A., Makhnenko O.O., Kostin V.A., Poklyatskyi A.G., Falchenko Yu.V., Khokhlova Yu.A. Thermo-mechanical processes in friction stir welding of magnesium alloy sheets 3

Mazurak V.E., Chervyakov M.O., Kushnaryova T.M., Volosatov I.R. Mechanical properties of the reaction-diffusion bonding of the heat-resistant nickel-based ChS70-VI alloy 11

ARC WELDING TECHNOLOGY

Labur T.M., Poklyatskyi A.G., Koval V.A. Consumable and nonconsumable electrode welding of high-strength 2219-T31 aluminium alloy 19

Bondarenko A.M., Lukyanchenko E.P., Maidanchuk T.B., Stepchenko D.M. Some features of non-consumable electrode welding of copper of small thicknesses 29

METAL SCIENCE

Leszek Chalko. Structural-phase characteristics of damage to welded joints of TPP steam pipelines from heat-resistant steels 34

Shvets V.I., Ziakhor I.V., Kapitanchuk L.M., Didkovsky O.V., Antipin E.V. Peculiarities of fracture of welded joints of railway rails of oxygen-converter K76F steel 41

ELECTROSLAG TECHNOLOGIES

Solovyov V.G., Kuskov Yu.M., Romanova I.Yu. Optimization of the metal pool shape during electroslag melting in a stationary current-carrying mould for manufacturing of bimetallic products 49

INFORMATION

The history of the creation and use of halogen fluxes 59

Effortless and efficient TIG welding 61

«DNIPROMETYZ TAS»: Expanding Horizons at the Düsseldorf WIRE 2024 Exhibition 63



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



Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона Національної академії наук України
Міжнародний науково-технічний та виробничий журнал
E.O. Paton Electric Welding Institute of National Academy of Sciences of Ukraine
International Scientific-Technical and Production Journal
«Автоматичне зварювання»

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ (Київ):
І.В. Кривцун (головний редактор),
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,
І.Ю. Романова – відповідальний секретар;
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;
У. Райсген, Інститут зварювання та з'єднань,
Аахен, Німеччина.
Виконавчий директор – О.Т. Зельніченко,
Міжнародна Асоціація «Зварювання», Київ

Видавець

Міжнародна Асоціація «Зварювання»

Адреса редакції

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ
03150, Україна, Київ, 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

Журнал зареєстровано Національною радою України з
питань телебачення і радіомовлення 9 травня 2024 року,
ідентифікатор медіа R30-04566.

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 (Kyiv):
I.V. Krivtsun (Editor-in-Chief),
O.M. Berdnikova, V.V. Knysn,
V.M. Korzhyk, Yu.M. Lankin,
L.M. Lobanov, S.Yu. Maksimov,
O.V. Makhnenko, M.O. Pashchin,
V.D. Poznyakov, I.O. Ryabtsev,
I.Yu. Romanova – Executive Secretary;
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;
U. Reisgen, Welding and Joining Institute, Aachen, Germany.
Executive Director – O.T. Zelnichenko,
International Association «Welding», Kyiv, Ukraine

Publisher

International Association «Welding»

Editorial office

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU
03150, Ukraine, Kyiv, 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 publishing Editorial Board of the Journal

The Journal was registered by the National Council of Ukraine
on Television and Radio Broadcasting on 09.05.2024,
carrier identifier R30-04566.

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 «Avtomatychne 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.

Підписано до друку 27.05.2024.
Формат 60×84/8. Офсетний друк. Ум. друк. арк. 7,7.
Друк ТОВ «ДІА». 03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

ТЕРМОМЕХАНІЧНІ ПРОЦЕСИ ПРИ ЗВАРЮВАННІ ТЕРТЯМ З ПЕРЕМІШУВАННЯМ ЛИСТІВ МАГНІЄВОГО СПЛАВУ

М.А. Хохлов¹, О.О. Махненко², В.А. Костін¹, А.Г. Покляцький¹, Ю.В. Фальченко¹, Ю.А. Хохлова¹

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

²Київський Академічний Університет. 03142, м. Київ, вул. Академіка Вернадського 36

Експериментальне лабораторне обладнання для зварювання тертям з перемішуванням (ЗТП) в результаті відпрацювання оптимальних режимів зварювання при різних лінійних швидкостях дозволяє отримувати якісні стикові з'єднання з тонких пластичних металів. З розробкою нових математичних інструментів моделювання термодформаційних процесів з'явилась можливість аналізувати напружено-деформований стан та термомеханічні процеси, що відбуваються у зоні з'єднання ЗТП, а це є необхідним для прогнозування експлуатаційних властивостей, міцності і ресурсу зварних конструкцій з тонкого металу. Використовуючи математичні моделі і скінчено-елементний аналіз було візуалізовано температурні розподіли від об'ємного джерела нагріву при ЗТП та чисельним шляхом визначено залишкові деформації і напруження в зоні стикових зварних з'єднань тонких листів магнієвих сплавів. Надалі доцільним є визначити ефективний баланс лінійної швидкості та швидкості обертання інструменту ЗТП для отримання більшої однорідності структури шва та зниження тепловнесення в метал при зварюванні. Бібліогр. 16, табл. 2, рис. 11.

Ключові слова: магнієві сплави, зварювання тертям з перемішуванням, мікроструктура, модуль пружності, температурні розподіли, залишкові напруження, пластичні деформації

Вступ. Магній має високу питому міцність, високі характеристики жорсткості та демпфування, абсолютну біологічну сумісність, тому входить у десятку рейтингу інноваційних матеріалів майбутнього для використання в конструкційних елементах аерокосмічної техніки, автомобілів, спортивного обладнання, мікроелектроніки, в хірургічній імплантації [1–3]. Співвідношення міцності до ваги деталей із магнієвих сплавів робить їх одним із багатьох важливих матеріалів, що замінять алюміній та використовуватимуться в найближчі роки в автомобілебудуванні для зниження сили інерції та на користь продуктивності, керованості та економії палива. Значна частина наукових досліджень щодо зварювання магнієвих сплавів розглядає досвід використання екологічної та енергетично незатратної технології – зварювання тертям з перемішуванням (ЗТП), яка використовується для з'єднання у твердій фазі деталей з відносно простою геометрією. Статистично вдалим є досвід [4] використання при ЗТП інструменту у вигляді гладкого штифта із увігнутим плечем, бо це дозволяє уникнути деформації при з'єднанні легких та пластичних сплавів, зварні шви формуються без порожнеч та містять локально зміцнені зони вдовж нижнього контуру ядра шва [5, 6]. Ідеєю наступних експериментів стало математичне моделювання температурних та деформаційних процесів при ЗТП з використанням фундаментальних закономір-

ностей [7–12]. Такий комплексний підхід в оцінці якості формування зварного з'єднання розробляється для подальшого використання у статистичних масштабованих моделях щодо прогнозування експлуатаційних властивостей, міцності і ресурсу зварних конструкцій з тонких магнієвих сплавів.

Метою цього дослідження є отримання якісних стикових з'єднань ЗТП з магнієвого сплаву при постійній частоті обертання інструменту і при різних лінійних швидкостях зварювання, визначення методом індентування фізико-механічних параметрів матеріалу в зоні ЗТП, а також експериментальне вимірювання поверхневих температурних полів при ЗТП, визначення методами математичного моделювання температурних полів, розподілів деформацій та залишкових напружень в стикових з'єднаннях ЗТП.

Матеріали та методи дослідження. Зварювання стикових з'єднань тонких листів магнієвого сплаву МА2-1 системи Mg–Al–Zn (табл. 1) товщиною 2 мм провели на лабораторному експериментальному зварювальному обладнанні для ЗТП при постійній частоті обертання інструменту 1420 об/хв та при різних лінійних швидкостях (8, 16, 24 м/год).

Порівняльну оцінку температурних полів (°C) при ЗТП робили експериментально інфрачервоним тепловізором Fluke Ti25 (рис. 1) та у COMSOL Multiphysics проводили моделювання кінетики зміни температурних полів в процесі ЗТП.

Хохлов М.А. – <https://orcid.org/0000-0002-8180-3459>, Махненко О.О. – <https://orcid.org/0000-0003-2319-2976>, Костін В.А. – <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, Покляцький А.Г. – <https://orcid.org/0000-0002-4101-2206>, Фальченко Ю.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3028-2964>, Хохлова Ю.А. – <https://orcid.org/0000-0002-2145-973X>
© М.А. Хохлов, О.О. Махненко, В.А. Костін, А.Г. Покляцький, Ю.В. Фальченко, Ю.А. Хохлова, 2024

Таблиця 1. Хімічний склад магнієвого сплаву МА2-1, ваг. %

Fe	Si	Mn	Ni	Al	Cu	Be	Mg	Zn	Інші
0,04	0,1	0,3...0,7	0,004	3,8...5,0	0,05	0,002	92,6...95,1	0,8...1,5	0,3

Для визначення особливостей макро- та мікроструктури методом оптичної мікроскопії та фізико-механічних властивостей методом інден-тування були виготовлені шліфи зварних з’єд-нань та оброблені водним розчином суміші 5 %-ної соляної кислоти та 5 %-ної ортофосфорної кислоти. Експериментальне визначення модуля Юнга інден-туванням проводилось для уточнен-ня даних, що використовувались для моделю-вання зварювання. Інден-тування при наванта-женні 100 г з автоматичним визначенням модуля пружності (E) проводили тригранним інден-тором Берковича на комп’ютеризованому приладі «Мікрон-Гама» згідно ISO/FDIS 14577-1:2015; Metallic materials – Indentation test for hardness and materials parameters [13–15] (вимірювання значення твердості, що дозволяє визначати тест, в даній роботі не використовується). Дослідження макроструктури провели оптичним бінокуляр-ом (збільшення 40...100), дослідження мікрострук-тури та навігацію при інден-туванні здійснювали мікроскопом приладу та цифровою відеокаме-рою для мікроскопів DCM500. Дослідження рів-ня дисперсності мікроструктури виконували ме-тодом скануючої електронної мікроскопії (СЕМ)

на JSM-840 (JEOL, Японія) у режимі вторинних електронів (SEI) з прискоренням напруження 20 кВ та струмі зонду 10^{-7} А. Електронний мікроскоп оснащений комбінованою системою енерго-дис-персійного мікроаналізу INCA PentaFet («INCA», Англія) та системою реєстрації цифрового зобра-ження Scan Micro Capture 2.1.

В методології [9] чисельного аналізу термод-формаційних процесів при ЗТП для визначення кі-нетики температурних розподілів використовуєть-ся рівняння нестационарної теплопровідності,

$$\frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z}\right) + W(x, y, z, t) = c\rho \frac{\partial T}{\partial t}, \tag{1}$$

що враховує потужність об’ємного виділення те-пла $W(x, y, z, t)$, ρ – густини матеріалу; c – питомої теплоємності; λ – коефіцієнту теплопровідності; T – температури матеріалу (табл. 2).

Граничні умови на поверхнях з’єднання з ура-хуванням конвекційного теплообміну з навколиш-нім середовищем:

$$q = -h(T_{\text{out}} - T), \tag{2}$$



Рис. 1. Термограма температурного поля при ЗТП стикового з’єднання магнієвого сплаву товщиною 2 мм (Fluke Ti25)

Таблиця 2. Теплофізичні та механічні властивості магнієвого сплаву МА2-1 ($T_{\text{пл}} = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$)

$T, ^{\circ}\text{C}$	Щільність, $\text{кг}/\text{м}^3$	Модуль пружності Юнга, ГПа	Межа текучості, МПа	Коефіцієнт теплопровідності (λ), $\text{W}/\text{m}\times^{\circ}\text{C}$	Питома теплоємність (c), $\text{J}/(\text{cm}\times^{\circ}\text{C})$
20	1785	42	140	1,02	1,80
100	1785	40	137	1,07	1,86
200	1761	37	134	1,12	1,92
300	1746	35	129	1,18	1,98
400	1730	32	88	1,23	2,04
500	1714	29	63	1,25	2,13

де T_{out} – температура довколишнього середовища; q – тепловий потік; h – коефіцієнт теплопередачі з поверхні ($h = 10 \text{ Вт/м}^2 \text{ }^\circ\text{C}$).

Потужність виділення тепла при ЗТП

$$W(x, y, z, t) = \mu \cdot P_n \cdot \omega \cdot r, \quad \text{при } z = 0, R1 < r < R2 \text{ (на верхній поверхні в зоні плеча інструменту)}, \quad (3)$$

при $0 < z < \delta$, $r = R1$ (по товщині в зоні штиря інструменту), де μ – коефіцієнт тертя; P_n – нормальне зусилля в точці контакту; ω – кутова швидкість обертання інструменту; $r = \sqrt{(x - x_0)^2 + (y - y_0)^2}$ – відстань точки контакту від осі обертання робочого інструменту (x_0, y_0); $R1$ – радіус штиря; $R2$ – радіус плеча; δ – товщина пластин, що зварюються.

В пружнопластичній постановці тензор деформацій:

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p \quad (i, j = x, y, z), \quad (4)$$

де ε_{ij}^e – тензор пружних деформацій; ε_{ij}^p – тензор пластичних деформацій. Компоненти тензорів напружень σ_{ij} та пружних деформацій ε_{ij}^e пов'язані один з одним законом Гука:

$$\varepsilon_{ij}^e = \frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma}{2G} + \delta_{ij} (K \sigma + \varphi), \quad (5)$$

де δ_{ij} – одиничний тензор; $\sigma = \frac{1}{3}(\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz})$,

$G = \frac{E}{2(1+\nu)}$ – модуль зсуву; $K = \frac{1-2\nu}{E}$ – подат-

ливість об'ємного стиснення; E – модуль Юнга; ν – коефіцієнт Пуассона; φ – функція вільних відносних подовжень (об'ємних змін), викликаних зміною температури:

$$\varphi = \alpha(T - T_0), \quad (6)$$

де α – коефіцієнт відносного температурного подовження матеріалу.

Пластичні деформації пов'язані з напруженим станом рівнянням теорії пластичної неізотермічної течії, асоційованої з умовою текучості Мізеса. Для розв'язку задачі з фізичною нелінійністю, пов'язаною з розвитком пластичних деформацій, використовують ітераційні процеси.

Розроблена математична модель дозволяє визначати залишкові зварювальні напруження та деформації в зоні стикового зварного з'єднання ЗТП в результаті нерівномірного температурного нагріву внаслідок механічного тертя інструменту відносно матеріалу пластин в процесі зварювання. Математична модель може бути ефективною для прогнозування загальних деформацій великогабаритних конструкцій з великою кількістю зварних з'єднань. З метою спрощення моделі не

враховувалися: залежність коефіцієнта тертя від температури матеріалу, нагрівання та відведення тепла до робочого інструменту та устаткування закріплення.

Математичне моделювання процесу ЗТП проведено на пластинах із магнієвого сплаву товщиною 2 мм при постійній частоті обертання інструменту 1420 об/хв і для різних лінійних швидкостей зварювання 8, 16, 24 м/год з використанням спеціалізованої програми скінчено-елементного аналізу власної розробки.

Результати. При оптичному дослідженні макроструктури вибірки з 6 зразків, отриманих при різних лінійних швидкостях зварювання (рис. 2) визначили, що всі вони мають подібну та типову для ЗТП несиметричну форму шва з зонами знаходу металу (AS) і відходу (RS), та якісну без порожнин зону інтенсивної пластичної деформації. Ширина швів приблизно 10 мм.

Термодинамічні процеси при ЗТП формують чітку границю між ядром шва та ЗТМВ на стороні відходу (RS) (рис. 3, а). Базовий магнієвий сплав системи Mg–Al має катану структуру з витягнутим зерном (рис. 3, б). Структура ЗТМВ вздовж сторони знаходу (AS) має горизонтальні полоси дифузії потоків металу від початкового обертання ЗТП інструменту з мікроструктурою, подібною до основного металу (рис. 3, в). Підвищення пластичності металу шва від нагрівання при деформації скручування призводить до витягування та стискання границь зерна металу, а далі до локальної екструзії і рекристалізації. При цьому формуються дрібні округлі зерна розміром 1...10 мкм (рис. 3, г та рис. 4).

З фундаментальної точки зору, у хімічній системі Mg–Al, що зазнала інтенсивної деформації, в діапазоні 550...640 °C можливе утворення фаз розподілення, які складаються з Mg-rich та Al-rich

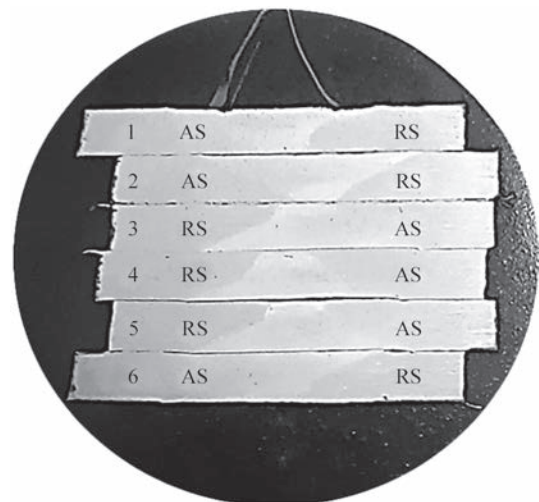


Рис. 2. Макроструктура стикових ЗТП з'єднань

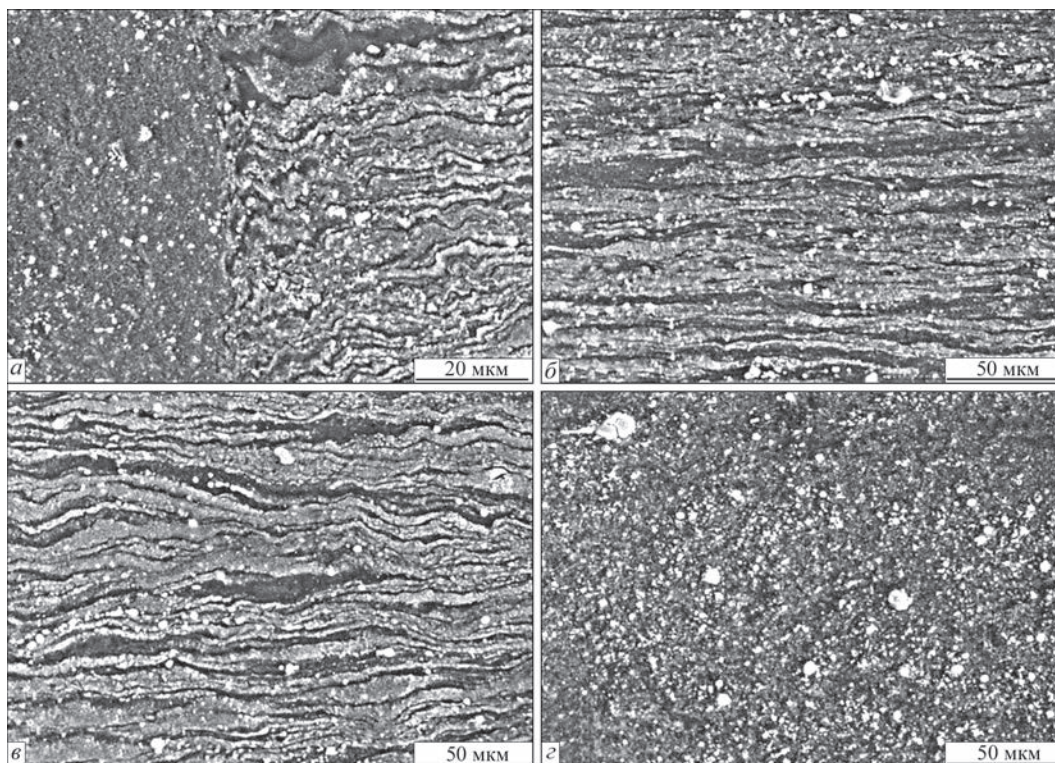


Рис. 3. Мікроструктура ЗТП шва на стороні відходу (RS) – основний метал (а), ЗТВ (б), ЗТВ-ЗТМВ-ядро шва (в) та середина ядра шва (г) (РЕМ)

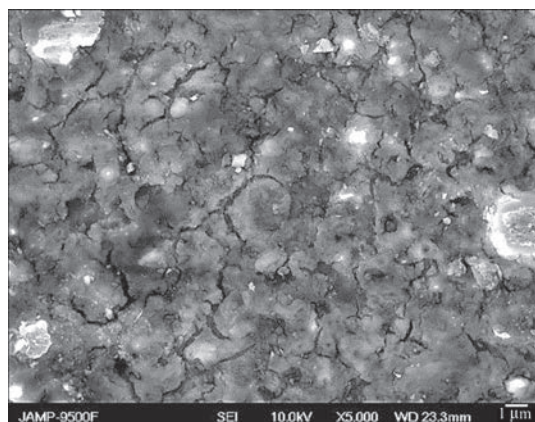


Рис. 4. Зона ядра містить високодисперсні зерна (СЕМ)

областей. Така температура забезпечує високу мобільність атомів, сприяє росту зерен розмірами від 50 до 500 нм за рахунок дифузії та рекристалізації. Ця рекристалізація при змішуванні зон з високою та низькою температурою відбувається з підвищенням щільності дислокацій на межах зерна та субзерна. Формуються, так звані бар'єри Ломера–Коттрелла, які зупиняють ковзання дислокацій через утворення на них порогів внаслідок взаємного перетину, далі вони пригнічують генерування нових дислокацій. Таким чином, чим важче переміщатися дислокаціям у матеріалі, тим більше деформаційне зміцнення. Зазвичай, формування високодисперсної якісної структури при ЗТП відбувається за участі кількох механізмів одночасно, і результат залежить від умов зварювання, хімічного складу матеріалу та інших факторів.

Визначення модулю пружності (E) провели для 5 типів текстур зони з'єднання – основний метал, ЗТМВ, верх, низ та центр ядра (рис. 5). У центральній частині ядра $E = 30$ ГПа, зона містить еліпсоїдну структуру (рис. 6) та витягнуті від притискання і обертання інструменту текстури у верхній та нижній частинах шва. Для верхньої частини шва $E = 36$ ГПа. У ядрі на відстані 50...150 мкм вздовж нижньої кромки зразка визначено найвище значення $E = 90$ ГПа. Тобто, підвищення пружності у 2...3 рази у порівнянні з основним металом, де $E = 35$ ГПа. Для зони ЗТМВ модуль пружності $E = 30$ ГПа.

Порівняння форми та глибини діаграм індентування показує більш пластичний стан основного металу (рис. 7, а), а у зоні ядра нижче середини перетину підвищена пружна реакція поверхні матеріалу (рис. 7, б). Глибина занурення індентора в основний матеріал більша та складає 7,57 мкм, а у зоні ядра нижче середини перетину складає 5,44 мкм. Оскільки така значна неоднорідність текстури зон ЗТП з'єднань створює в тонкому металі високий рівень пружно-деформованого стану, це забезпечує традиційну статистику руйнування по ЗТМВ при випробуваннях міцності на розрив, тому, зазвичай, рекомендована додаткова термообробка, після чого стан може нормалізуватися приблизно на 10 % [16].

По експериментальній термограмі процесу зварювання зафіксованого тепловізором (рис. 1)

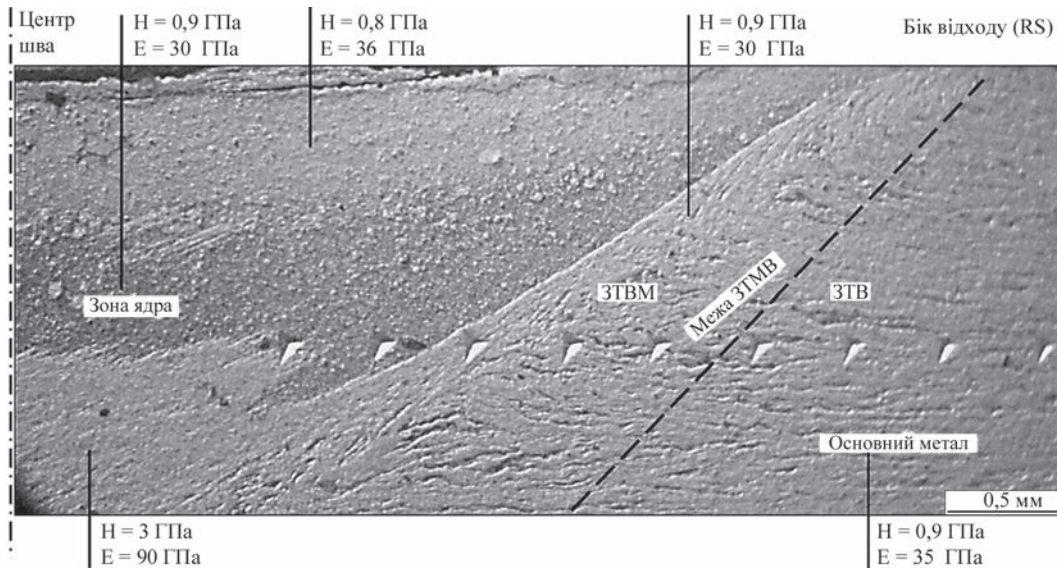


Рис. 5. Розподіл твердості та модулю пружності Юнга у ЗТП з'єднанні з боку RS

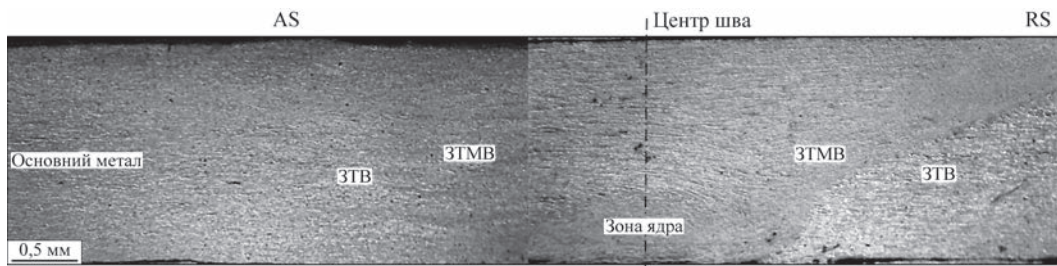


Рис. 6. Мікроструктура центральної частини ЗТП шва з відбитками індентора

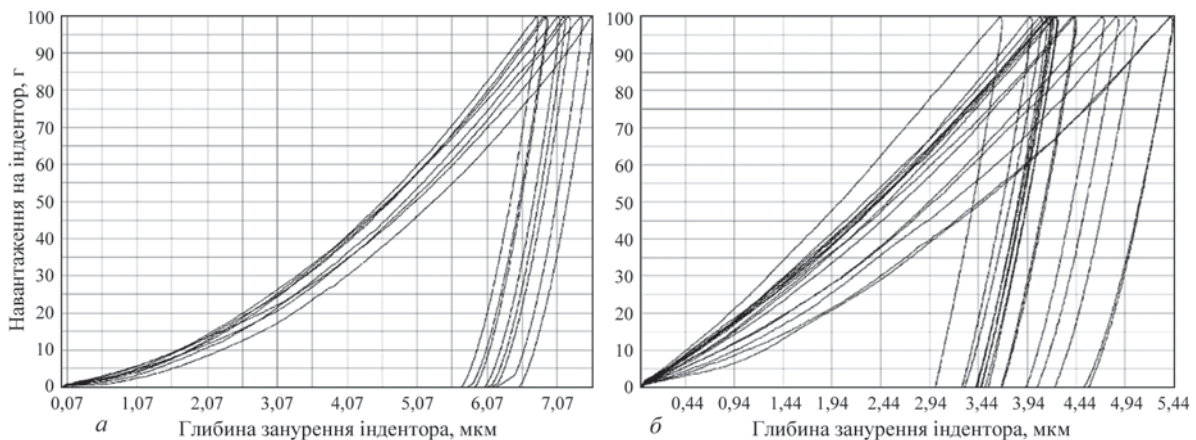


Рис. 7. Діаграми індування основного металу (а) та ядра шва (б)

було приблизно визначено, що зовнішня поверхня магнієвого сплаву та інструмента при ЗТП має температуру не вище 355,8 °С. В моделі температурних полів при заданих параметрах зварювання (рис. 8) показано подібну температуру на незначній відстані від місця контакту циліндричного ЗТП інструменту з металом, а після проходження ЗТП інструменту температура на рівні 410 °С. У зоні, де формується подрібнена структура з підвищенням пружності у 2...3 рази температура 500 °С.

Згідно термічного циклу (рис. 9, а) нагрів до температури 600...610 °С при якій відбувається

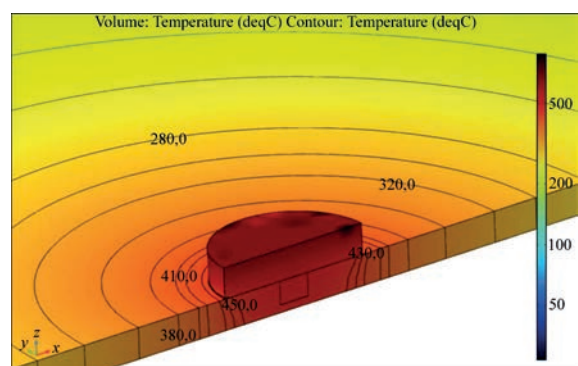


Рис. 8. Модель температурних полів процесу ЗТП

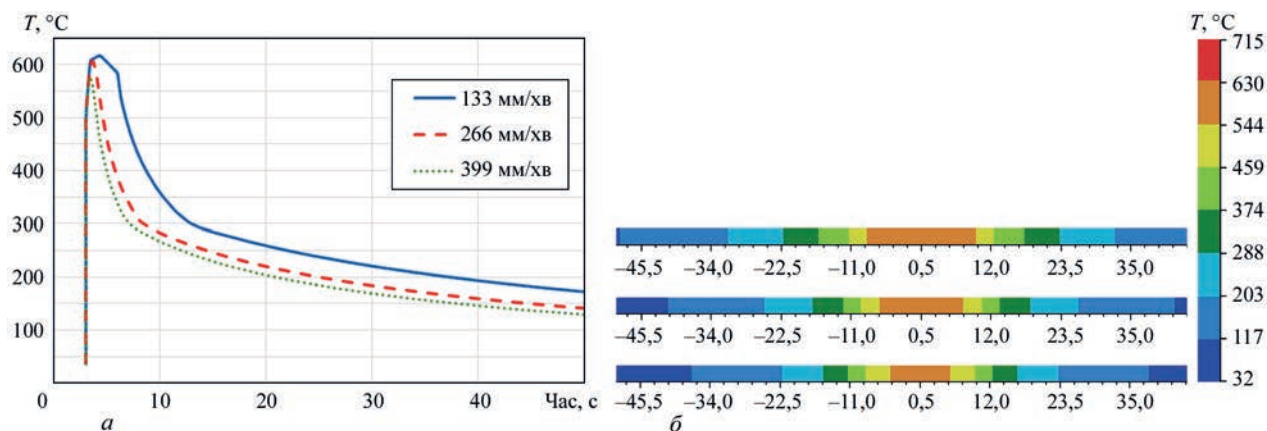


Рис. 9. Розподіл термічних циклів (а) та температурних полів (б) при ЗТП пластин товщиною 2 мм із магнієвого сплаву при різних лінійних швидкостях зварювання

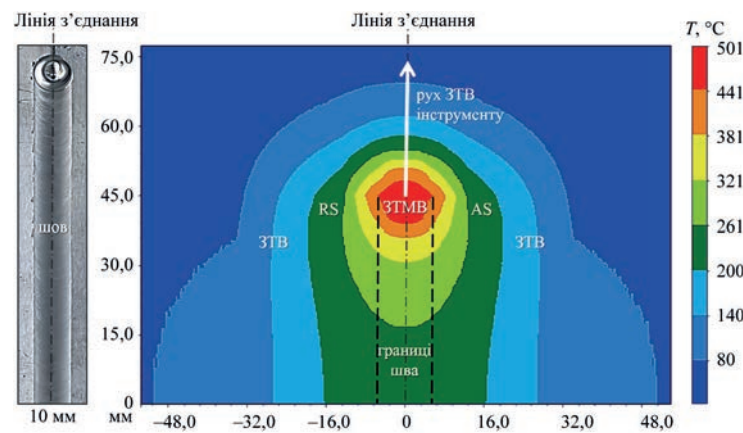


Рис. 10. Ширина ЗТМВ при лінійній швидкості 8 м/год в зразку та моделі

формування зварного з'єднання не має суттєвої залежності від лінійної швидкості просування ЗТП інструмента. Ширина температурного поля зони ЗТП з'єднання (рис. 9, б) зменшується з підвищенням лінійної швидкості та складає 8, 6 та 4 мм, для відповідно, лінійних швидкостей 8, 16 та 24 м/год.

Ширина зварного шва експериментально отриманих зразків з'єднань ЗТП при лінійній швидкості зварювання 8 м/год приблизно 10 мм (рис. 10) представлена у розрахункових даних подібною.

Розрахунки максимальних залишкових напружень розтягу показали, що вони досягають межі текучості матеріалу 140 МПа (рис. 11, а). Рівень максимальних розрахункових залишкових пластичних деформацій усадки відносно низький до $-0,35\%$ (рис. 11, б). При підвищенні лінійної швидкості зварювання, максимальні залишкові напруження розтягнення збільшуються на 10...15 %, що пов'язано зі збільшенням градієнта температур під час зварювання. Також було встановлено, що залишкові пластичні деформації (повздовжні) ма-

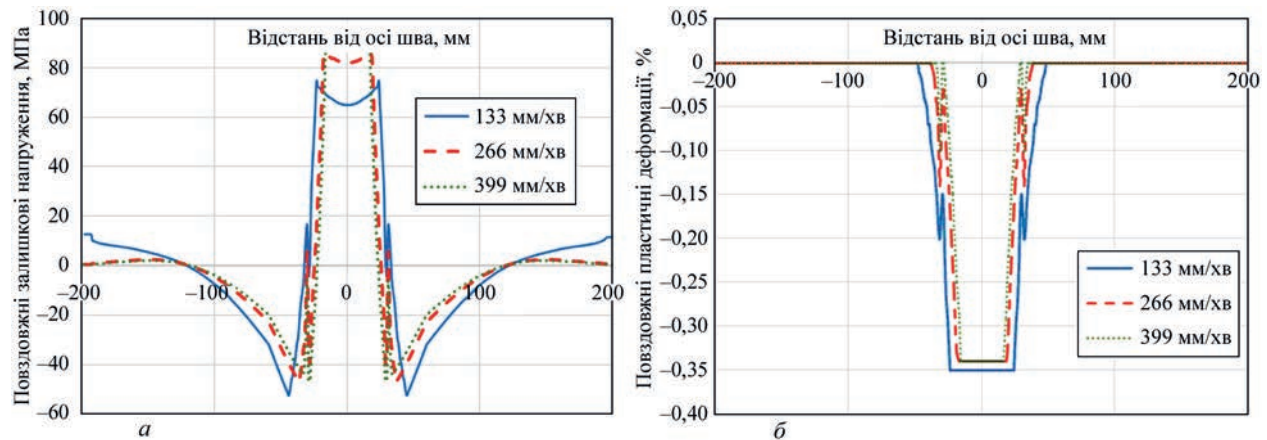


Рис. 11. Розподіл повздовжніх залишкових напружень (а) та пластичних деформацій (б) в стиковому з'єднанні пластин товщиною 2 мм із магнієвого сплаву при різних лінійних швидкостях ЗТП

ють незначне зменшення рівня зі збільшенням лінійної швидкості зварювання.

Висновки

Якісні зварні з'єднання тонких листів магнієвого сплаву отримуються при постійній частоті обертання ЗТП інструменту 1420 об/хв та лінійних швидкостях зварювання 8, 16, 24 м/год. Формується чітка текстурована границя між ядром шва та ЗТМВ на стороні відходу металу, ядро шва містить подрібнену еліпсоїдну структуру з підвищенням модуля пружності у 2...3 рази у порівнянні з основним металом. Визначене розрахунками температурне поле, що характеризує процес ЗТП, корелює з експериментально визначеною поверхневою температурою та має максимальну температуру на рівні 600 °C в зоні ядра, тобто метал в зоні з'єднання в пластичному стані. Моделювання кінетики зміни температурних полів в процесі ЗТП показало, що ширина ЗТВ зменшується з підвищенням лінійної швидкості. Встановлено, що при збільшенні лінійної швидкості зварювання максимальні залишкові напруження збільшуються на 10...15 %. Залишкові пластичні деформації зменшуються при підвищенні лінійної швидкості зварювання. Для отримання однорідності структури ЗТП шва тонких листів магнієвого сплаву може бути ефективним зниження тепловнесення в метал за рахунок підвищення лінійної швидкості ЗТП, чи зниження швидкості обертання ЗТП інструменту, тобто, надалі доцільним є визначити баланс лінійної швидкості та швидкості обертання ЗТП інструменту.

Список літератури

1. Yan Yanga, Xiaoming Xiong, Jing Chen et al. (2023) Review. Research advances of magnesium and magnesium alloys worldwide in 2022. *Journal of Magnesium and Alloys*, **11**, 26112654. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jma.2023.07.011>
2. Jiangfeng Song, Jing Chen, Xiaoming Xiong et al. (2022) Research advances of magnesium and magnesium alloys worldwide in 2021. *Journal of Magnesium and Alloys*, **10**, 4, 863–898. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jma.2022.04.001>
3. Костін В.А., Фальченко Ю.В., Пузрін А.Л., Махненко А.О. (2023) Отримання, властивості та перспективи використання сучасних магнієвих сплавів. *Сучасна електрометалургія*, **1**, 43–52. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem.2023.01.06>
4. Покляцький А.Г., Мотруніч С.І., Федорчук В.С., Ключков І.М. (2023) Міцність та структура стикових, напускних і кутових з'єднань сплаву АМг6М, отриманих зварюванням тертям з перемішуванням, *Автоматичне зварювання*, **2**, 10–17. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2023.02.02>
5. Krzysztof Krasnowski et al. (2021) Relation between geometry of FSW tools and formation of nano- dispersed zones in macrostructure EN AW 6082-T6 alloy welded joints. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach*, **65**, **5**, 7–16. DOI: <https://doi.org/10.17729/ebis.2021.5/1>
6. Красновский К., Хохлова Ю.А., Хохлов М.А. (2019) Влияние формы инструмента для сварки трением с перемешиванием на физико-механические свойства сварных соединений алюминиевого сплава EN AW 6082-

T6. *Автоматическая сварка*, **7**, 9–15. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2019.07.02>

7. Царик Б.Р., Мужиченко О.Ф., Махненко О.В. (2022) Математична модель визначення залишкових напружень і деформацій при зварюванні тертям з перемішуванням алюмінієвого сплаву. *Автоматичне зварювання*, **9**, 37–44. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.09.07>
8. Asadi et al. (2015) Microstructural simulation of friction stir welding using a cellular automaton method: a microstructure prediction of AZ91 magnesium alloy. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*. DOI: <https://doi.org/10.1186/s40712-015-0048-5>
9. Махненко О.В., Кандава С.М., Басистюк Н.Р. (2021) Вплив коефіцієнта тепловіддачі на рівень залишкових напружень після термообробки вигородки реактора ВВЕР-1000. *Mech. Adv. Technol.*, **5**, 2, 254–259. DOI: <https://doi.org/10.20535/2521-1943.2021.5.2.245074>
10. Makarenko, A.A., Makhnenko, O.V. (2022) Mathematical modeling of residual stresses in composite welded joints of WWER-1000 reactor vessel cover with CSS nozzles. *The Paton Welding J.*, **1**, 33–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2022.01.07>
11. Tsaryk, B.R., Muzhichenko, O.F., Makhnenko, O.V. (2022) Mathematical model of determination of residual stresses and strains in friction stir welding of aluminium alloy. *Avtomaticheskaya Svarka (Automatic Welding)*, **9**, 37–44. <https://doi.org/10.37434/as2022.09.07>
12. Дутка В.А., Майстренко А.Л., Заболотний С.Д., Степанець А.М. (2023) Прогнозування теплового стану інструменту з надтвердих матеріалів при зварюванні тертям з перемішуванням жаростійких сплавів. *Інструментальне матеріалознавство*. Зб. наук. пр. Вип. 26. Київ, ІНМ ім. В.М. Бакуля НАН України, сс. 295–305. DOI: <https://doi.org/10.33839/2708-731X-24-1-295-305>
13. Хохлова Ю.А., Ищенко Д.А., Хохлов М.А. (2017) Идентификация от макро- до нанометрового уровня и примеры исследования свойств материалов с особой структурой. *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*, **1**, 30–36. DOI: <https://doi.org/10.15407/tdnk2017.01.05>
14. Oliver, W.C., Pharr, G.M. (1992) An Improved technique for determining the hardness and elastic modulus using load displacement sensing indentation experiments. *J. Mater. Res.*, **7**, 1564–1583. DOI: <https://doi.org/10.1557/JMR.1992.1564>
15. Kazuhisa Miyoshi (2002) NASA/TM-2002-211497 *Surface Characterization Techniques: An Overview*. 12–22. <http://ntrs.nasa.gov/archive/nasa/casi.ntrs.nasa.gov/20020070606.pdf>
16. Kulwant Singh, Gurbhinder Singh, Harmeet Singh (2019) *Microstructure and mechanical behaviour of friction-stir-welded magnesium alloys: As-Welded and post weld heat treated.*, 20, September 100600. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2019.100600>

References

1. Yan Yanga, Xiaoming Xiong, Jing Chen et al. (2023) Review. Research advances of magnesium and magnesium alloys worldwide in 2022. *J. of Magnesium and Alloys*, **11**, 26112654. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jma.2023.07.011>
2. Jiangfeng Song, Jing Chen, Xiaoming Xiong et al. (2022) Research advances of magnesium and magnesium alloys worldwide in 2021. *J. of Magnesium and Alloys*, **10**(4), 863–898. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jma.2022.04.001>
3. Kostin, V.A., Falchenko, Yu.V., Puzrin, A.L., Makhnenko, A.O. (2023) Production, properties and prospects of application of modern magnesium alloys. *Suchasna Elektrometalurhiya*, **1**, 43–52. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem.2023.01.06>
4. Poklyatskyi, S.I., Motrunich, S.I., Fedorchuk, V.E., Klochkov, I.M. (2023) Strength and structure of butt, overlap and fillet joints of AMg6M alloy produced by friction stir welding. *The Paton Welding J.*, **2**, 10–17. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2023.02.02>
5. Krasnowski, K. et al. (2021) Relation between geometry of FSW tools and formation of nano-dispersed zones in macrostructure EN AW 6082-T6 alloy welded joints. *Biuletyn In-*

- stytutu Spawalnictwa w Gliwicach, 65(5), 7–16. DOI: <https://doi.org/10.17729/ebis.2021.5/1>
6. Krasnovsky, K., Khokhlova, Yu.A., Khokhlov, M.A. (2019) Influence of tool shape for friction stir welding on physico-mechanical properties of zones of welds of aluminium alloy EN AW 6082-T6. *The Paton Welding J.*, 7, 7-11. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2019.07.02>.
 7. Tsaryk, B.R., Muzhychenko, O.F., Makhnenko, O.V. (2022) Mathematical model of determination of residual stresses and strains in friction stir welding of aluminium alloy. *The Paton Welding J.*, 9, 33-40. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.09.07>
 8. Asadi et al. (2015) Microstructural simulation of friction stir welding using a cellular automaton method: A microstructure prediction of AZ91 magnesium alloy. *Inter. J. of Mechanical and Materials Eng.* DOI: <https://doi.org/10.1186/s40712-015-0048-5>
 9. Makhnenko, O.V., Kandala, S.M., Basystyuk, N.R. (2021) Influence of heat transfer factor on level of residual stresses after heat treatment of reflection shield of WWER-1000 reactor. *Mech. Adv. Technol.*, 5(2), 254–259. DOI: <https://doi.org/10.20535/2521-1943.2021.5.2.245074>
 10. Makarenko, A.A., Makhnenko, O.V. (2022) Mathematical modeling of residual stresses in composite welded joints of WWER-1000 reactor vessel cover with CSS nozzles. *The Paton Welding J.*, 1, 33–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2022.01.07>
 11. Tsaryk, B.R., Muzhichenko, O.F., Makhnenko, O.V. (2022) Mathematical model of determination of residual stresses and strains in friction stir welding of aluminium alloy. *Avtomaticheskaya Svarka (Automatic Welding)*, 9, 37–44. <https://doi.org/10.37434/as2022.09.07>
 12. Dutka, V.A., Maistrenko, A.L., Zabolotnyi, S.D., Stepanets, A.M. (2023) Prediction of thermal state of tool from super-hard materials in friction stir welding of heat-resistant alloys. *Instrumentalne Materialoznavstvo: Transact.*, Issue 26, Kyiv, ISM, 295–305 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.33839/2708-731X-24-1-295-305>
 13. Khokhlova, Yu.A., Ishchenko, D.A., Khokhlov, M.A. (2017) Indentation from macro- to nanometer level and examples of investigation of properties of materials with a special structure. *Tekh. Diahnost. ta Neruiniv. Kontrol*, 1, 30–36. DOI: <https://doi.org/10.15407/tdnk2017.01.05>
 14. Oliver, W.C., Pharr, G.M. (1992) An improved technique for determining the hardness and elastic modulus using load displacement sensing indentation experiments. *J. Mater. Res.*, 7, 1564–1583. DOI: <https://doi.org/10.1557/JMR.1992.1564>
 15. Kazuhisa Miyoshi (2002) NASA/TM-2002-211497: *Surface characterization techniques: An overview*. 12–22. <http://ntrs.nasa.gov/archive/nasa/casi.ntrs.nasa.gov/20020070606.pdf>
 16. Kulwant Singh, Gurbhinder Singh, Harmeet Singh (2019) Microstructure and mechanical behaviour of friction-stir-welded magnesium alloys: As-welded and post weld heat treated, 20, September 100600. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mt-comm.2019.100600>.

THERMO-MECHANICAL PROCESSES IN FRICTION STIR WELDING OF MAGNESIUM ALLOY SHEETS

Khokhlov M.A.¹, Makhnenko O.O.², Kostin V.A.¹, Pokliatskyi A.G.¹, Falchenko Iu.V.¹, Khokhlova Yu.A.¹

¹The E.O. Paton Electric Welding Institute, 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Kyiv Academic University, 36 Acad, Vernatskyi str., 03142, Kyiv

Experimental laboratory equipment for friction stir welding (FSW) as a result of working out the optimal welding modes at different linear velocities allows producing high-quality butt joints from thin ductile metals. With the development of new mathematical methods for modeling thermodeformational processes, it became possible to analyze the stress-strain state and thermo-mechanical processes occurring in the FSW joint zone, which is necessary for predicting the operational properties, strength and service life of welded structures made of thin metal. Using mathematical models and finite element analysis, the temperature distributions from the volume heat source at FSW were visualized, and the residual deformations and stresses in the zone of butt-welded joints of thin sheets of magnesium alloys were numerically determined. In the future, it is advisable to determine the effective balance of the linear speed and the rotation speed of the FSW tool to obtain better homogeneity of the weld structure and reduce heat input into the metal during welding.

Key words: magnesium alloys, friction stir welding, microstructure, modulus of elasticity, temperature distributions, residual stresses, plastic deformations

Отримано 07.03.2024

Отримано у переглянутому вигляді 16.04.2024

Прийнято 18.05.2024



4th Symposium on Materials and Additive Manufacturing

Additive 2024

12 - 14 JUNE 2024
HYBRID SYMPOSIUM - BREMEN, BERLIN & ONLINE

The 4th Symposium on Materials and Additive Manufacturing combines manufacturing and materials-related aspects, focusing on both the current state of science and implementation in practical applications.

<https://dgm.de/am/2024/symposium/scope>

МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ РЕАКЦІЙНО-ДИFUЗІЙНОГО З'ЄДНАННЯ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ЧС70-ВІ

В.Є. Мазурак, М.О. Черв'яков, Т.М. Кушнар'ова, І.Р. Волосатов

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

Розглянуто з'єднання жароміцного нікелевого сплаву ЧС70-ВІ, отриманого способом реакційно-дифузійного з'єднання при формуванні шва розплавом жароміцного нікелевого сплаву з цирконієм в якості депресанту. Проаналізовано мікроструктуру і розподіл концентрацій всіх хімічних елементів через зону з'єднання ділянками впоперек шва (з шириною зазору ~20 і 50 мкм) після формування шву та подальшої термічної обробки. Показано, що обраний режим термічної обробки дозволяє помітно зменшити кількість евтектичних фаз, багатих на цирконій (більш легкоплавких з температурою плавлення 960 °C), що підвищує жароміцність з'єднання. Під час термічної обробки відбувається процес дифузії, а концентрація хімічних елементів у шві наближається до відповідних концентрацій в основному сплаві. Механічні випробування показали достатньо високі характеристики міцності з'єднання за температур до 1100 °C. Встановлено, що за температури випробувань у 750 °C міцність з'єднання становить 95...98 % від міцності основного сплаву.

Ключові слова: жароміцні нікелеві сплави; мікроструктура; механічні властивості; реакційно-дифузійне з'єднання; сплав ЧС70-ВІ; контактено-реактивне плавлення; з'єднання перехідною рідкою фазою

Вступ. На сьогоднішній день жароміцні нікелеві сплави є невід'ємною складовою в галузі будівництва газотурбінних двигунів та енергетичних газотурбінних установок. Перспективність і об'єм застосування цих сплавів на пряму залежить від можливостей виготовлення конкретних деталей та конструкцій складної форми, що в свою чергу зумовлене можливістю з'єднання відповідних сплавів нероз'ємним з'єднанням. Особливістю жароміцних нікелевих сплавів є їх надзвичайно обмежена можливість з'єднання традиційними методами зварювання плавленням. Такі негативні фактори, як підвищена чутливість зварних з'єднань до утворення гарячих тріщин і локального руйнування в зоні перегріву, призводить до суттєвого зниження властивостей зварного з'єднання [1]. Зварювання плавленням, дифузійне з'єднання та паяння відомі як основні методи ремонту та/або з'єднання жароміцних нікелевих сплавів [2]. Кожен із цих методів має свої певні обмеження, тому дослідження, які проводяться як вітчизняними науковцями так і за кордоном в даному напрямку, дотепер залишаються актуальними.

Отримати з'єднання без автономного розплавлення основного металу, уникнути небезпеки утворення макро- та мікротріщин, зберегти вихідну структуру та уникнути негативного впливу термічного циклу на фізико-механічні характеристики матеріалу, що з'єднується, дозволяє метод реакційно-дифузійного з'єднання у вакуумі (РДЗ) [3].

Метод РДЗ ґрунтується на утворенні та проникненні в фіксований зазор між площинами, що з'єд-

нуються, насиченої депресантом (для системи Ni-Cr-Co) рідкої фази з подальшою її кристалізацією та дифузійним розчиненням під час термообробки. Для отримання рідкої фази використовується явище контактено-реактивного плавлення різнорідних металів [4]. Рідка фаза утворюється за межами або безпосередньо біля зазору деталей, що з'єднуються, в результаті контактено-реактивного плавлення жароміцного сплаву на основі нікелю і депресанту та за відповідної температури з'єднання заповнює зазор під дією капілярних сил. В якості депресанту використовувався цирконій у вигляді фольги. В цій якості цирконій досліджувався та використовувався у припоях для паяння жароміцних нікелевих сплавів [5, 6].

Метою роботи є апробація методу реакційно-дифузійного з'єднання жароміцного нікелевого сплаву ЧС70-ВІ із значною площею крайок шва, металографічні дослідження та оцінка механічних характеристик отриманих з'єднань.

Матеріали та методики дослідження. Дослідження проводили на з'єднаннях із сплаву ЧС70-ВІ, який є представником класу жароміцних нікелевих ливарних сплавів і вже впродовж тривалого часу використовується для виготовлення деталей гарячого тракту в енергетичних газотурбінних установках. Для з'єднань використані заготовки розміром 55×30×12 мм, вирізані з однієї заготовки сплаву ЧС70-ВІ (рис. 1). Хімічний склад сплаву ЧС70-ВІ наведено в табл. 1. Заповнення зазору із загальною площею 660 мм² здійснювали рідкою фазою, (на базі системи Ni-Cr-Co), насиче-

Мазурак В.Є. – <https://orcid.org/0000-0001-8671-348X>, Черв'яков М.О. – <https://orcid.org/0000-0003-4440-7665>, Кушнар'ова Т.М. – <https://orcid.org/0000-0003-1920-3118>, Волосатов І.Р. – <https://orcid.org/0000-0003-2593-9869>
© В.Є. Мазурак, М.О. Черв'яков, Т.М. Кушнар'ова, І.Р. Волосатов, 2024

ною цирконієм. Заготовки перед проведенням РДЗ піддавались відпалу за температури 1050 °С протягом 2 год у вакуумі. Стиковані поверхні зразка шліфувались, а потім з’єднувались встик. Рівномірність фіксованого зазору по всій довжині зразка забезпечували скобами з ніхромового сплаву, які приварювались на поверхню зразка точковим контактним зварюванням. Кубики з цирконієвою фольгою розташовували зверху над швом. Вони також приварювались точковим контактним зварюванням. Процес РДЗ зібраного зразка (рис. 2, а) проводили у вакуумній печі за таким режимом: нагрів до температури 1200 °С зі швидкістю нагрівання 30...40 °С/хв, витримка 10 хв; подальше охолодження зі швидкістю 50...60 °С/хв.

Зовнішній огляд заготовки після процесу РДЗ показав повне змочування і заповнення зазору по всій довжині шва, що з’єднується, з утворенням жолобників. Далі із заготовки вирізали шматочок з’єднання для проведення металографічних досліджень (рис. 2, б), а решту зразка піддавали

дифузійному відпалу за режимом: 1100 °С, витримка 1 год; 1150 °С, витримка 5 год. Після чого вирізали частину зразків для механічних випробувань, а залишок металу з’єднання піддавали термічній обробці за режимом: 1050 °С, витримка 3,5 год; старіння 860 °С, витримка 17 год.

Дослідження мікротвердості проведено з використанням мікротвердоміру ПМТ-3 з навантаженням 50 г. Вивчення механічних властивостей отриманих з’єднань та основного металу сплаву ЧС70-ВІ виконувалось за допомогою сервогідравлічної машини MTS-810 (рис. 3). До її складу входить: динамометр MTS 661.20F-02 з осьовим навантаженням до 50 кН з дискретністю 0.1 Н; екстензометр для роботи з підвищеними і високими температурами MTS 632.53F-11 з базою 25 мм та дискретністю вимірювання 0,00001 %; піч MTS 653 Furnace з максимальною температурою нагріву зразків при випробуванні до 1100 °С та трьохзонним контролем з градієнтом температури до

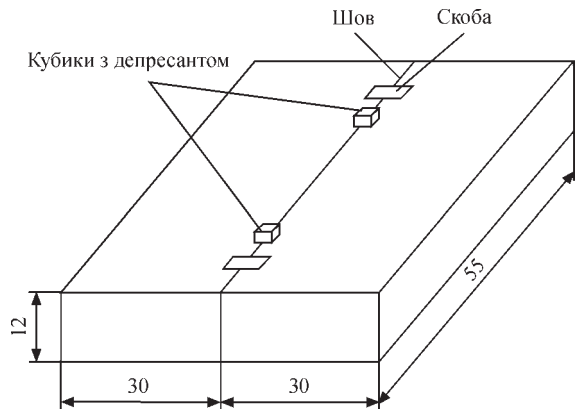


Рис. 1. Схема складання стикового з’єднання сплаву ЧС70-ВІ

Таблиця 1. Хімічний сплав сплаву ЧС70-ВІ (ТУ 1-809-1040-96)

Масова частка елементів, %								
С	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Nb	Ni
0,06	15,0	10,0	4,5	1,5	2,4	4,2	0,1	Основа
0,12	16,7	11,5	6,0	2,5	3,2	5,0	0,3	



Рис. 3. Загальний вигляд випробувальної машини MTS-810

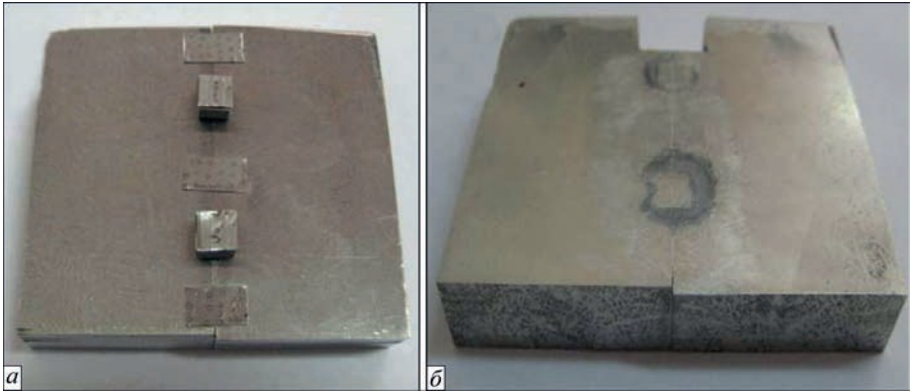


Рис. 2. Зразок стикового з’єднання сплаву ЧС70-ВІ до (а) та після формування з’єднання за температури 1200 °С впродовж 10 хв (б)

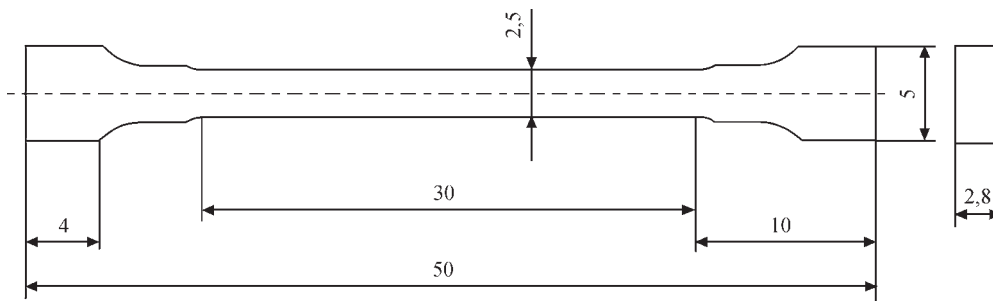


Рис. 4. Зразок для випробувань на короткочасну міцність при кімнатній та високих температурах

5 °С. Випробування на короткотривалу міцність основного металу і стикових з'єднань проводили на плоских зразках (рис. 4). Геометричні розміри робочої довжини по відношенню до площі поперечного перетину і початкової довжини відповідають ДСТУ [7, 8] для кімнатної і підвищеної температур відповідно. Швидкість деформації під час випробувань становила $0,00067 \text{ с}^{-1}$, що відповідає стандартам.

Для проведення металографічних досліджень зразки вирізали перпендикулярно шву. Полірування здійснювали за допомогою алмазної пасти та оксиду хрому(III). Для досліджень мікрошліфів на оптичному мікроскопі Neophot-32 проведено окислення на повітрі за температури 350...400 °С. Розподіл хімічних елементів досліджували методом локального мікрорентгеноспектрального аналізу з використанням енергодисперсійного спектрометра Oxford Instruments X-max (80 мм²) під керуванням

програмного пакету INCA. Локальність вимірів не перевищувала 1 мкм. Зйомку мікроструктур проводили за допомогою сканувального електронного мікроскопа TescanMira 3 LMU у зворотно-відбитих електронах (BES), що дозволяє досліджувати мікрошліфи без хімічного травлення.

Результати і обговорення. Металографічні дослідження. На рис. 5 представлені мікроструктури з'єднання в стані після заповнення зазору рідкою фазою та після дифузійного відпалу. Розподіл мікротвердості через шов до та після дифузійного відпалу (рис. 6) свідчить, що твердість металу шва після проведення повної термообробки наблизилась до твердості основного металу 423 HV 0,05. Однак на ділянках шва шириною 50 мкм після відпалу залишилися фази з твердістю як 480 HV 0,05, так і 321 HV 0,05. На мікроструктурах рис. 5 наочно видно, що використана термічна

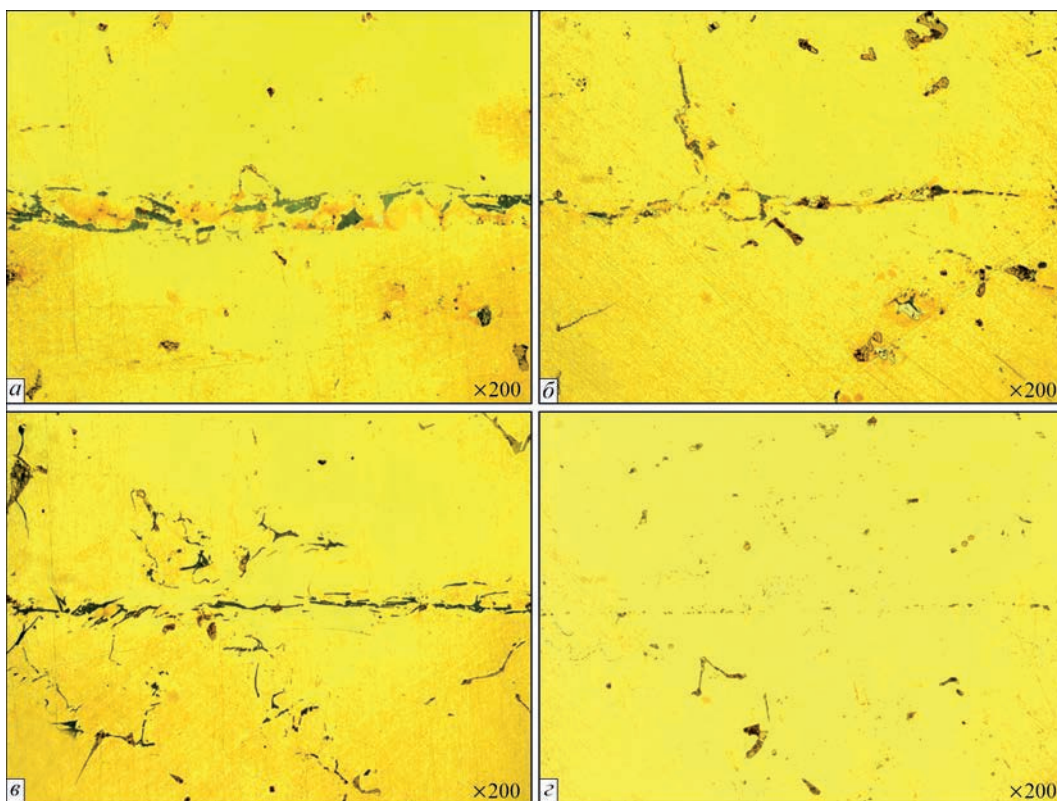


Рис. 5. Мікроструктура ($\times 200$) стикового з'єднання сплаву ЧС70-ВІ із шириною зазору ~ 50 мкм (а, б) та ~ 10 мкм (в, г), заповненого рідкою фазою, насиченою цирконієм, у стані після нагрівання до 1200 °С, витримка 10 хв (а, в) та термообробки за температури 1100 °С, витримка 1 год та 1150 °С, витримка 5 год (б, г)

обробка дозволяє практично «розсмоктати» шов шириною 10...20 мкм.

На рис. 7 представлені структура та розподіл концентрації всіх елементів через зону з’єднан-

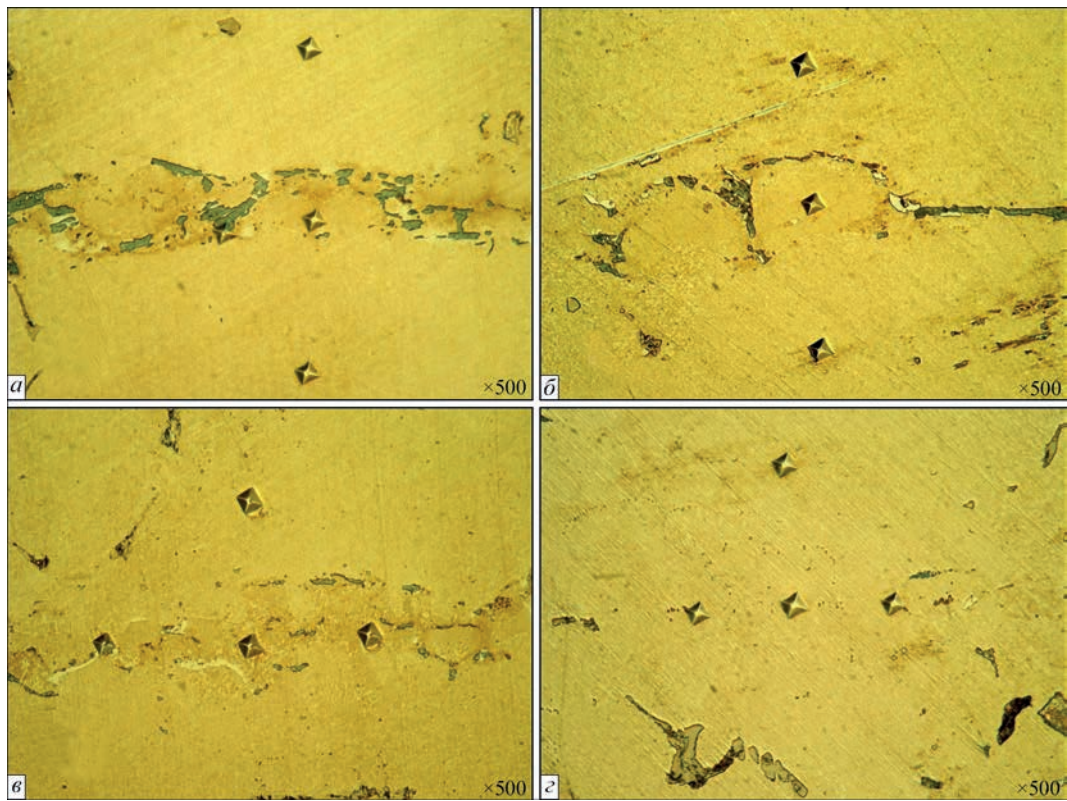


Рис. 6. Вимірювання мікротвердості HV ($P = 50$ г) через шов шириною 50 мкм (а, б) і 20 мкм (в, г) з’єднання сплаву ЧС70-ВІ, заповненого рідкою фазою, насиченою цирконієм, в стані після нагріву до 1200 °С, витримка 10 хв (а, в) та термообробки за температури 1100 °С, витримка 1 год та 1150 °С, витримка 5 год (б, г), ($\times 500$)

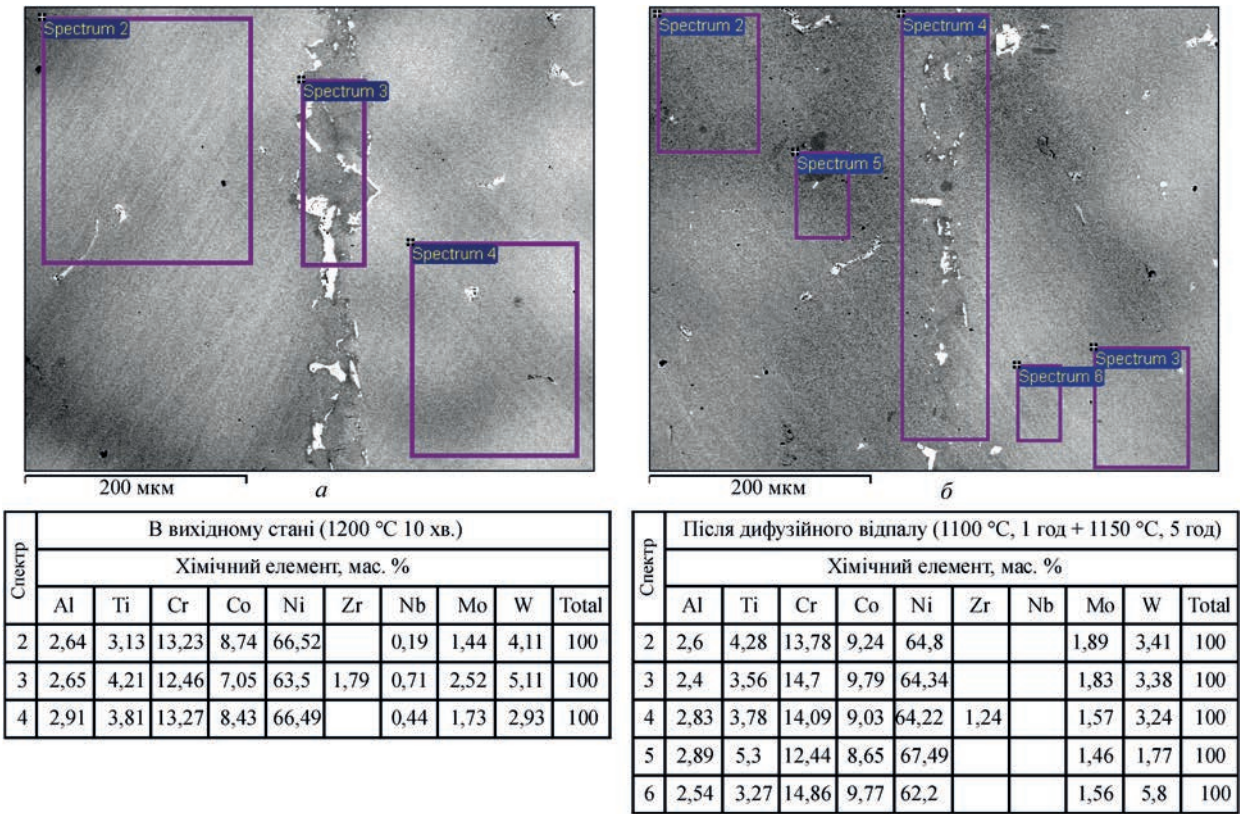


Рис. 7. Хімічний склад зони шва (шириною 50 мкм) і навколошовної зони з’єднання сплаву ЧС70-ВІ, виконаного з використанням депресанту цирконію в стані після формування з’єднання за температури 1200 °С, витримка 10 хв (а) і після гомогенізуючого відпалу за температури 1100 °С, витримка 1 год та 1150 °С, витримка 5 год (б)

ня шириною ~50 мкм у стані після формування з’єднання (1200 °С – 10 хв) та після термообробки (1100 °С – 1 год + 1150 °С – 5 год). Дослідження проводили на зразку із шириною шва ~50 мкм. Наявно видно, що за час термообробки 1100 °С – 1 год + 5 год при 1150 °С (яка є лише гомогенізуючою) ширина шва помітно зменшилася, хімічний склад та структура зони шва наближаються до структури основного матеріалу. Встановлено, що загальна концентрація цирконію в шві змінилася з 1,79 до 1,24 мас. %, тобто відбулася дифузія цирконію в основний метал. Для повної дифузії цирконію із шва в основний метал за ширини шва, що розглядається, необхідно не менше 20 год гомогенізуючої термообробки. Кінцева структура з’єднання і, як наслідок, міцність сформованого з’єднання залежать від повноти протікання процесів вирівнюючої дифузії.

Порівняльний аналіз хімічного складу фаз окремих ділянок зони з’єднання до (рис. 8) і після (рис. 9) термообробки на досліджуваній довжині 100 мкм показує, що кількість фаз багатих на цирконій (~ 22...26 мас. %, біла фаза) помітно зменшується. Дана фаза являє собою залишки евтектичної фази, розташованої між загальними зернами, що утворилися при РДЗ. Після термоо-

бробки залишаються лише незначні точкові острівці цієї фази. При цьому в примежовій зоні шва є ділянки із вмістом цирконію 3...4 мас. % на відстані 30...50 мкм від шва. Як до, так і після термообробки спостерігається фаза (Ti + Zr) у шві та примежовій зоні з великим вмістом титану (57,47 % Ti + 7,5 % Zr, 48,26 % Ti + 4,12 % Zr та 52,67 % Ti + 3,83 % Zr). Порівнюючи мікроструктури зони з’єднання до і після вакуумного відпа-лу (рис. 8 та 9) можна зробити висновок, що в шві виділилася зміцнююча фаза і її розмір трохи менший, ніж в основному металі. Судячи з характеру результатів рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) на межі зерен, що закристалізувалися, виділяються фази збагачені W, Mo і Cr. З найбільшою ймовірністю це карбіди типу Me₂₃C₆ [9, 10], виділення яких спричинено хімічним складом сплаву під час термообробки.

Наявність у шві фаз, багатих Zr (рис. 9) вказує на повноту протікання процесу розчинення Zr в матриці сплаву, та необхідність корегування ширини з’єднувального зазору і часу протікання термічної обробки.

Механічні випробування. Стикові з’єднання, отримані способом РДЗ, перед механічними ви-

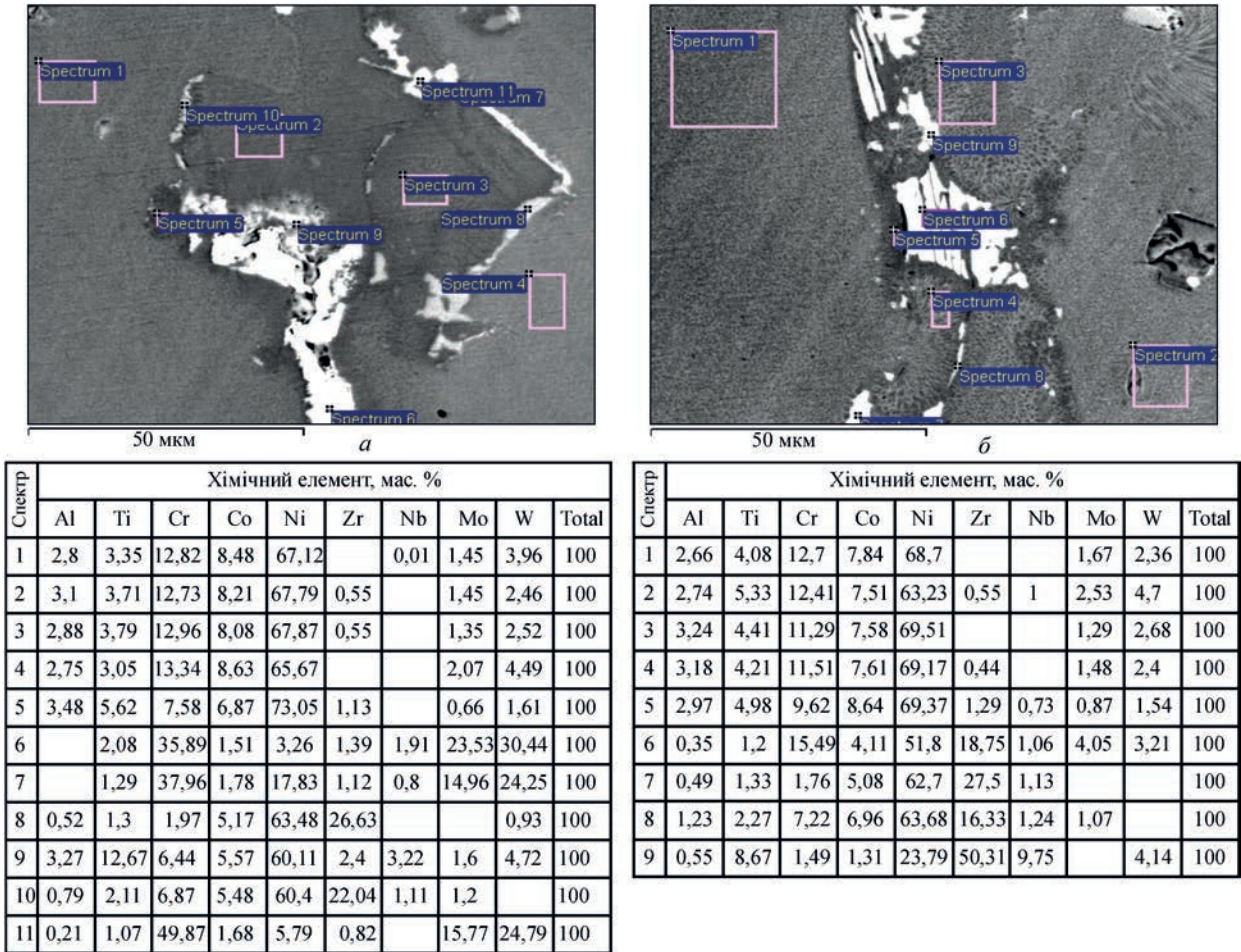


Рис. 8. Хімічний склад окремих фаз шва та наволошовної зони з’єднання сплаву ЧС70-ВІ, виконаного з використанням цирконію в стані після формування з’єднання за температури 1200 °С, витримка 10 хв

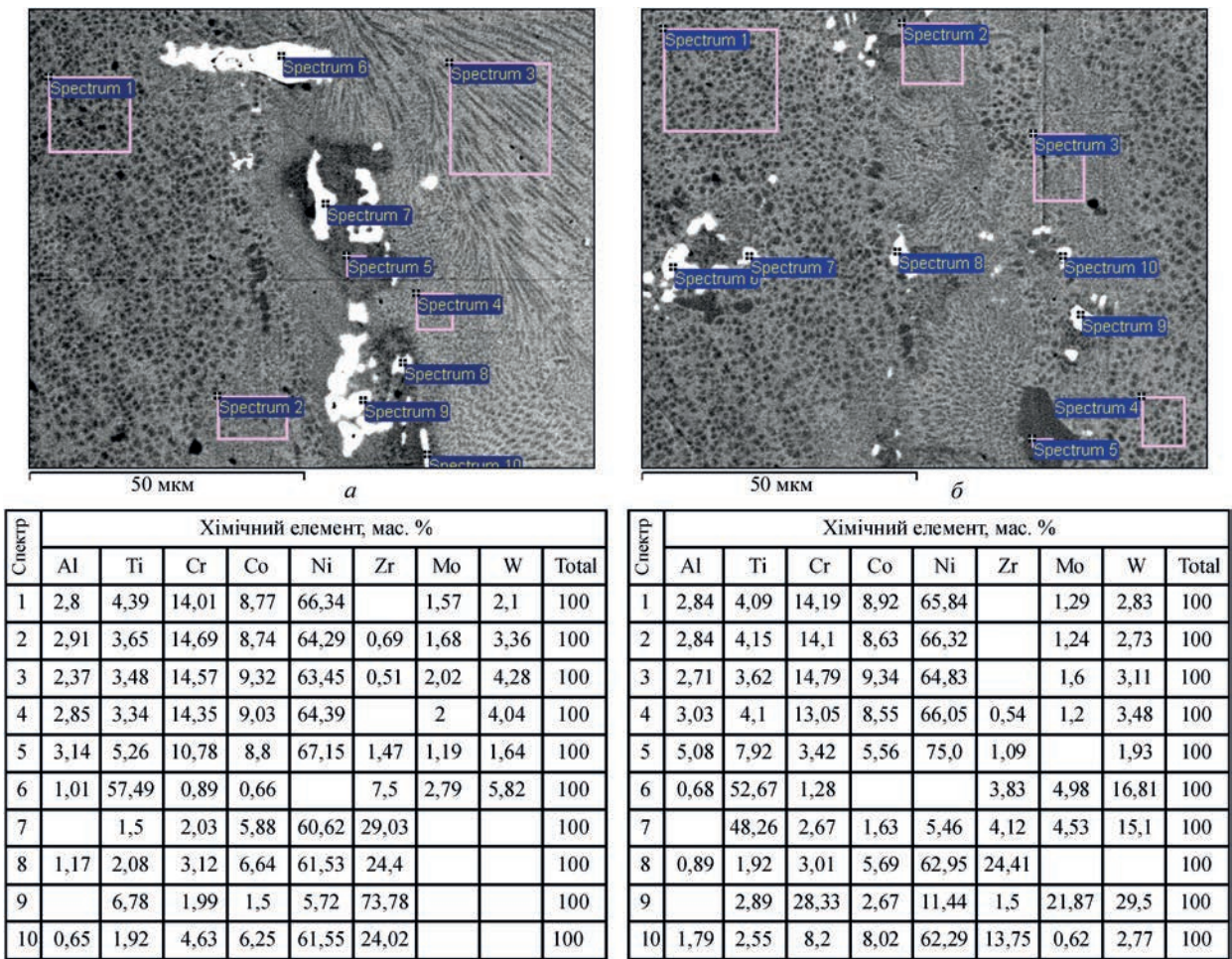


Рис. 9. Хімічний склад шва та наведеношовної зони з'єднання сплаву ЧС70-ВІ, виконаного з використанням цирконію, у стані після гомогенізуючого відпалу у вакуумі за температури 1100 °С, витримка 1 год та 1150 °С, витримка 5 год

Таблиця 2. Результати випробувань на короткотривалу міцність зразків із сплаву ЧС70-ВІ

Зразок	Номер зразка	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	$T_{\text{випроб.}}$ °С	Місце руйнування
Основ. метал	1*	714,5	621,5	4,9	20	—
Основ. метал	2*	727,2	565,9	2,7	750	—
З'єднання	3*	701,9	657,3	2,1	20	о. м.
З'єднання	4*	683,8	564,6	2,3	750	шов
З'єднання	5**	696,7	633,2	1,3	20	шов
З'єднання	6**	781,3	656,8	6,3	20	о. м.
З'єднання	7**	792,4	572,8	5,6	700	о. м.
З'єднання	8**	729,6	575,2	2,7	800	шов
З'єднання	9**	526,1	383,3	12,7	900	шов
З'єднання	10**	322,9	249,1	14,5	1000	шов
З'єднання	11**	148,5	123,9	14	1100	о.м.
Основ. метал	32**	856,6	644,2	6,4	20	—
Основ. метал	33**	780,8	543,9	4,5	700	—
Основ. метал	34**	760,4	527,9	1,9	800	—
Основ. метал	35**	541,2	531,1	1,5	900	—
Основ. метал	36**	286,4	248,8	2,2	1000	—
Основ. метал	37**	140,7	121,9	8,3	1100	—

Примітки. *Термообробка: 1100 °С – 1 год + 1150 °С – 5 год. **Термообробка: 1100 °С – 1 год + 1150 °С – 5 год + 1050 °С – 3,5 год + 860 °С – 17 год

пробуваннями піддавались гомогенізуючому відпалу за режимом 1100 °С – 1 год + 1150 °С – 5 год. Частина зразків пройшла додатково двостадій- не старіння 1050 °С – 3,5 год + старіння 860 °С – 17 год. Випробування проводились на повітрі за таких температур – 20, 750, 900, 1000, 1100 °С. Ре-

зультати представлені в табл. 2. Зразки, які пройшли додатково двостадійне старіння показали при механічних випробуваннях незначне покращення короткотривалої міцності та збільшену

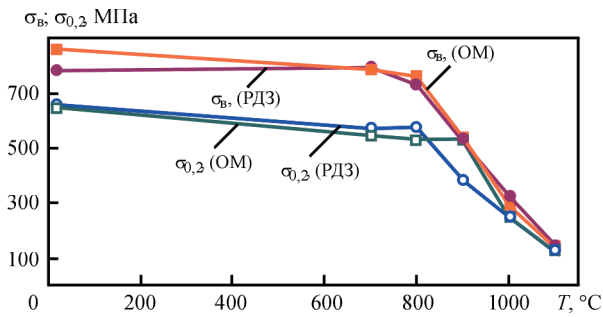


Рис. 10. Температурні залежності границі міцності σ_b і границі плинності $\sigma_{0,2}$ основного металу та стикових зразків із сплаву ЧС70-ВІ виконаних методом РДЗ. Термообробка однакова для всіх зразків: 1100 °С – 1 год + 1150 °С – 5 год + 1050 °С – 3,5 год + 860 °С – 17 год

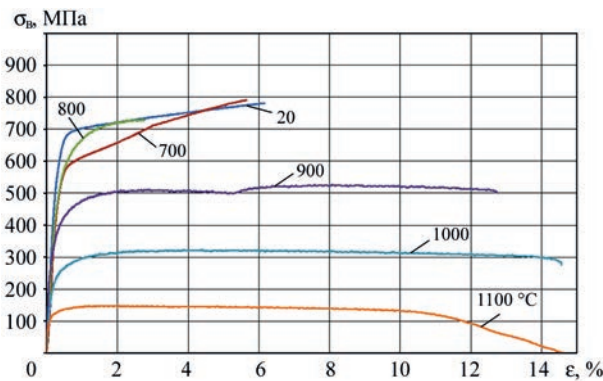


Рис. 11. Діаграми навантаження, отримані під час випробувань на короткочасний розтяг стикових зразків із сплаву ЧС70-ВІ виконаних методом РДЗ з термообробкою: 1100 °С – 1 год + 1150 °С – 5 год + 1050 °С – 3,5 год + 860 °С – 17 год

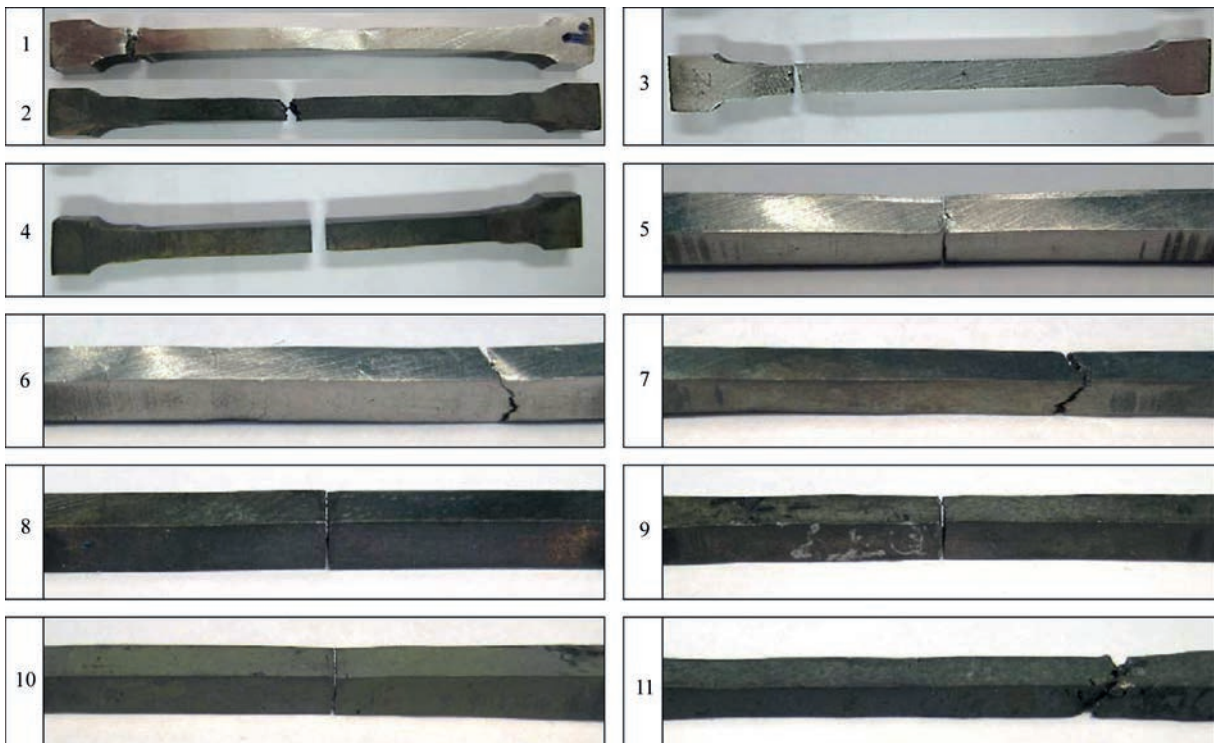


Рис. 12. Зовнішній вигляд зразків після руйнування. Номери ліворуч фото відповідають зразкам представленим в табл. 2

пластичність. Також для наочності дані представлені в виді температурних залежностей σ_b і $\sigma_{0,2}$ (рис. 10) та діаграм навантажень (рис. 11).

Результати механічних випробувань на короткочасну міцність показали досить високий рівень міцності шва, що за тієї самої термообробки співставний з рівнем основного металу. Границя міцності РДЗ з'єднань склала 91...100 % від границі міцності основного металу, а границя плинності РДЗ з'єднань склала 95...100 % від границі плинності основного металу. На рис. 12 представлені зруйновані зразки після випробувань. На частині зразків, де було з'єднання, руйнування відбулось по основному металу, а не по шву. Ці дані свідчать, що гомогенізуючий відпал 1100 °С – 1 год + 1150 °С – 5 год призвів до розчинення крихких інтерметалідів цирконію а також дифузії самого цирконію в основний метал, що підтверджується металографічними дослідженнями. Висока міцність та пластичність (рис. 10, рис. 11) РДЗ з'єднань за температур випробування 1000 та 1100 °С (зразки 10 та 11) також (укупі з рентгеноспектральним хімічним мікроаналізом) свідчать про інтенсивність протікання процесів вирівнюючої дифузії в зоні з'єднання (шов та навколошовна зона) та зниження концентрації цирконію в шві під час термообробки. Найбільш легкоплавкі евтектичні фази інтерметалідів системи Ni-Zr мають температуру плавлення 960 °С (NiZr₂) та 1010 °С (NiZr) [11]. В з'єднаннях, із шириною шва більше 50 мкм, залишки подібних фаз на межах зерен в центрі шва можуть помітно зменшити їх високотемпературну міцність.

Висновки

Проведено дослідження з отримання стикового з'єднання жароміцного нікелевого сплаву ЧС70-VI шляхом заповнення рідкою фазою, що утворилася під час контактного плавлення спеченого порошку аустенітного нікельхромового жароміцного сплаву та металу депресанту цирконієвої фольги, зазору з площею стикової поверхні 660 мм². Показано, що рідка фаза за температури 1200 °C має достатню плинність і повністю заповнює з'єднувальний зазор.

Аналіз структур та розподілу хімічних елементів в основному металі, шві та навколошовній зоні з'єднання до та після гомогенізуючого відпалу показав, що відбувається процес розчинення деяких інтерметалідних фаз багатих цирконієм, а також виділення карбідних фаз на межі зерен. Концентрації хімічних елементів у шві наближаються до концентрацій в основному металі.

Встановлено, що характеристики міцності з'єднання за температур випробування 750 °C відповідають 95...98 % межі міцності основного сплаву. Отримано відносно високу жароміцність РДЗ з'єднання аж до температури 1100 °C (максимальна температура печі випробувальної машини).

Список літератури

1. Каблов Е.Н. (2001) *Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технологии, покрытия)*. Москва, «МИСИС».
2. Zhang, Y., Cheng, Y., He, N. et al. (2023) Microstructural characterization of TLP bonded joints of Mar-M247 superalloys with Ni-Cr-B interlayer. *Materials Characterization*. 198, 112766. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.112766>
3. Несміх В.С., Ющенко К.А., Кушнарьова Т.М. (2005) *Способ дифузионно-реактивного з'єднання металів і сплавів*. Патент України 73308, C27 B23K1/16.
4. Лашко С.В., Лашко Н.Ф. (1988) *Пайка металлов*. Москва, Машиностроение.
5. Квасницкий В.В., Мьяльница Г.Ф., Матвиенко М.В. и др. (2019) Исследование взаимодействия сплава на основе Ni₃Al с прослойками различных систем легирования для TLP-соединения. *Автоматическая сварка*, 8, 22–29. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2019.08.03>
6. Максимов С.В., Воронов В.В., Ковальчук П.В. (2017) Припой без бора и кремния для пайки жаропрочного

никелевого сплава. *The Paton Welding J.*, 8, 15–21. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2017.08.02>

7. (2020) DSTU ISO 6892-1:2019. *Металеві матеріали. Випробування на розтяг. Частина 1. Метод випробування за кімнатної температури*. [Чинний від 2020-07-01]. Київ, ДП «УкрНДНЦ».
8. (2021) DSTU ISO 6892-2:2020. *Металеві матеріали. Випробування на розтяг. Частина 2. Метод випробування за підвищених температур*. [Чинний від 2021-01-01]. Київ, ДП «УкрНДНЦ».
9. Кишкин С.Т., Строганов Г.Б., Логунов А.В. (1987) *Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе*. Москва, Машиностроение.
10. Лашко Н.Ф., Заславская Л.В., Козлова М.Н. и др. (1978) *Физико-химический фазовый анализ сталей и сплавов*. Москва, Металлургия.
11. (2001) *Диаграммы состояния двойных металлических систем*. Справочник в 3-х томах. Лякишев Н.П. (ред.). Москва, Машиностроение.

References

1. Kablov, E.N. (2001) *Cast blades of gas turbine engines (Alloys, technologies, coatings)*. Moscow, MISIS [in Russian].
2. Zhang, Y., Cheng, Y., He, N. et al. (2023) Microstructural characterization of TLP bonded joints of Mar-M247 superalloys with Ni-Cr-B interlayer. *Mater. Charact.* Vol. 198, 112766 DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.112766>
3. Nesmikh, V.S., Yushchenko, K.A., Kushnaryova, T.M. (2005) *Method of diffusion-reactive joining of metals and alloys*. Pat. Ukraine 73308, C27 B23K1/16 [in Ukrainian].
4. Lashko, S.V., Lashko, N.F. (1988) *Soldering of metals*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
5. Kvasnytskyi, V.V., Myalynitsa, G.F., Matvienko, M.V. et al. (2019) Investigation of interaction of Ni₃Al-based alloy with interlayers of different alloying systems for TLP-bonding. *The Paton Welding J.*, 8, 12-17. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2019.08.03>
6. Maksymova, S.V., Voronov, V.V., Kovalchuk, P.V. (2017) Brazing filler metal without boron and silicon for brazing of heat-resistant nickel alloy. *The Paton Welding J.*, 8, 12-17. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2017.08.02>
7. (2020) DSTU ISO 6892-1:2019. *Metallic materials. Tensile testing. Pt. 1: Method of test at room temperature*. Valid from 2020.07.01. Kyiv, SE UkrNDNTs [in Ukrainian].
8. (2021) DSTU ISO 6892-2:2020. *Metallic materials. Tensile testing. Pt. 2: Method of test at elevated temperature*. Valid from 2021.01.01. Kyiv, SE UkrNDNTs [in Ukrainian].
9. Kishkin, S.T., Stroganov, G.B., Logunov, A.V. (1987) *Cast high-temperature nickel-based alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
10. Lashko, N.F., Zaslavskaya, L.V., Kozlova, M.N. et al. (1978) *Physico-chemical phase analysis of steels and alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
11. (2001) *State diagrams of binary metal systems*. Refer. Book in 3 Vol. Ed. by N.P. Lyakishev. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].

MECHANICAL PROPERTIES OF THE REACTION-DIFFUSION BONDING OF THE HEAT-RESISTANT NICKEL-BASED CHS70VI ALLOY

V.E. Mazurak, M.O. Chervyakov, T.M. Kushnaryova, I.R. Volosatov

E.O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine.

E-mail: chervyakov@paton.kiev.ua

The joint of the heat-resistant nickel-based ChS70VI alloy, produced by the method of reaction-diffusion bonding during the formation of a weld by the melt of the heat-resistant nickel alloy with zirconium as a depressant, was considered. The microstructures and distribution of concentrations of all chemical elements through the joint zone with the areas across the weld (with a gap width of ~20 and 50 μm) after the weld formation and the subsequent heat treatment were analyzed. It is shown that the selected mode of heat treatment provides a significant reduction in the amount of zirconium-rich eutectic phases (they are more easily melted, with a melting point of 960 °C), which improves the heat resistance of the joint. During heat treatment, the diffusion process of the weld occurs, and the concentration of chemical elements in the weld approximate to corresponding concentrations in the base alloy. Mechanical tests showed sufficiently high strength properties of the joint at temperatures up to 1100 °C. It was established that at the test temperature of 750 °C, the strength of the joint is at the level of 95-98% of the ultimate strength of the base alloy.

Keywords: heat-resistant nickel alloys; microstructure; mechanical properties; reaction-diffusion bonding; ChS70-VI alloy; contact-reactive fusion; transient liquid phase bonding

Отримано 01.11.2023

Отримано у переглянутому вигляді 03.05.2024

Прийнято 27.05.2024

ЗВАРЮВАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ 2219-T31 ПЛАВКИМ І НЕПЛАВКИМ ЕЛЕКТРОДАМИ

Т.М. Лабур, А.Г. Покляцький, В.А. Коваль

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

Досліджено вплив умов дугового зварювання неплавким (TIG) і плавким (MIG) електродами високоміцного алюмінієвого сплаву марки 2219-T31 (США) завтовшки 5 мм. Вибрані ефективні режими зварювання за основними показниками: відсутність грубих дефектів, коефіцієнт форми шва, стандартні механічні властивості, особливості рельєфу поверхні руйнування. Рівень міцності зварних з'єднань сплаву після зварювання нижче на 25...30 % порівняно з основним металом ($\sigma_b = 366...370$ МПа). Показники ударної в'язкості швів після TIG коливаються від 16,4 до 20,3 Дж/см² відповідно до напрямку прокату. Кут згину майже в 3 рази нижче за показник основного металу (180 і 177 град.). Руйнування з'єднань з технологічним посиленням та кореня шва відбувається вздовж границі сплавлення шва з основним металом, при їх усуненні з поверхні – вздовж осі шва. Рельєф утримує переважно чарункову структуру. За результатами аналізу встановлено технологічні умови отримання оптимальної якості швів та тип захисного газу для зварювання. Бібліогр. 8, табл. 4, рис. 10.

Ключові слова: алюмінієвий сплав, режими зварювання неплавким і плавким електродами, інертні гази: аргон, гелій, зварні з'єднання, механічні властивості, дослідження

Вступ. Головною вимогою забезпечення надійності та працездатності зварної конструкції являється якість виготовлення швів. Аналіз стандартних технологій зварювання, поширених у виробництві легких конструкцій, показує, що окрім вибору способу зварювання, його вартості, враховують також ступінь опрацювання і виробничого освоєння нормативних документів, необхідних для відтворення технологій в заводських умовах. При цьому підвищену увагу приділяють технологічній зручності процесу в цеху. Але визначальним чинником підвищення ефективності застосування обраної технології дугового зварювання залишаються явища в дузі, величина швидкості наплавлення, а також можливість чіткого керування процесом. Безумовно, враховують економію витрат конструкційних матеріалів і споживання енергії, а також можливість роботизації процесу. Зазначені вимоги сьогодні розглядаються як ключові для підвищення продуктивності виробництва зварної конструкції, забезпечення умов стабільної якості швів, економії витрат і можливості роботи без участі людини [1–3].

Найбільш затребуваними для виготовлення легких конструкцій з алюмінієвих сплавів є зварювання неплавким (TIG) і плавким (MIG) електродами в різних захисних газах (аргоні та гелії), плазово-дугові та гібридні способи з'єднання [4–6]. Перша технологія реалізується на невеликій швидкості, що зумовлено механізмом подачі дроту в металеву ванну, при цьому спостерігається хороше формування швів, оскільки дуга горить стабільно навіть за малою щільністю

електричного струму [4, 5]. Пульсуючі режими забезпечують інтенсивне подрібнення оксидних включень при одночасній дегазації швів, сприяють широкому розповсюдженню їх у виробництві конструкцій [2]. Завдяки плазово-дуговому способу зварювання можна отримати якісне з'єднання тонких листів, але даний процес залишається високовартісним та не виявляє виробничої гнучкості [1]. Незначне тепловкладення при MIG підвищує ефективність зварювання деталей та вузлів з алюмінієвих сплавів, процес легко автоматизувати та інтегрувати у виробничу лінію [1]. Головним недоліком даної технології залишається недостатньо стабільний у часі та просторі процес нагрівання електродного металу, оскільки довжина дуги та положення її плями на поверхні поперемінно змінюються. Це впливає на механізм утворення краплини розплавленого металу, її розмір і характер переходу в зварну ванну для заповнення зазору поміж деталями [3]. Крім того, на це впливає тип захисного середовища – аргон або гелій (рис. 1). Заміна газу підвищує здатність дуги проплавляти метал, знижується в 1,5...2,0 рази величина погонної енергії та кількість електродних крапель, зростає значення середньої температури ванни, тривалість її існування та ступінь її дегазації. З іншої сторони знижується випаровування легколетючих елементів та не утворюються пори на етапі рідкої краплі [4].

Алюмінієвий сплав марки 2219 системи легування Al–Cu–Mn (6,8%Cu–0,32%Mn–0,16Zr) відноситься до класу термічно зміцнюваних сплавів і має високу питому теплоємність [3]. Серед інших

Лабур Т.М. – <https://orcid.org/0000-0002-4064-2644>, Покляцький А.Г. – <https://orcid.org/0000-0002-4101-2206>, Коваль В.А. – <https://orcid.org/0000-0001-5154-1446>

© Т.М. Лабур, А.Г. Покляцький, В.А. Коваль, 2024

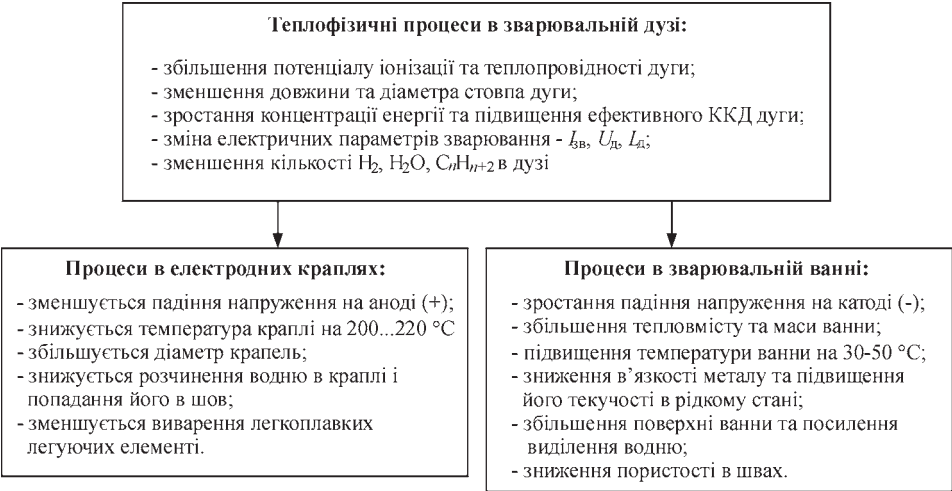


Рис. 1. Теплофізичні процеси, які виникають в дузі, в краплях електродного металу, в зварювальній ванні при заміні аргону на гелій

його виділяє висока спроможність до технологічної пластичності в холодному та гарячому станах, належна корозійна стійкість [4]. За умов наднизьких температур, включаючи температуру $-269\text{ }^{\circ}\text{C}$, міцність та пластичність сплаву зростають, що робить сплав 2219 унікальним для виробів, експлуатація яких відбувається в широкому температурному діапазоні [1]. Хороше сполучення технологічних та фізико-механічних властивостей (табл. 1) робить його затребуваним у ракетно-космічній галузі, а також в конструкціях балонів і баків для зберігання рідких газів.

Зазначені технологічні та експлуатаційні характеристики отримують завдяки основним легуючим елементам сплаву 2219-T31 – міді та марганцю. Мікроструктура сплаву складається з багатой алюмінієм α -фази (твердий розчин) і стабільної $\theta(\text{CuAl}_2)$ -фази (рис. 2). До числа проміжних фаз відносяться $\theta'-(\text{CuAl}_2)$ і $S'(\text{Al}_2\text{CuMg})$, а наявність фаз $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$, $T(\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu})$, Al_3Zr та Al_{11}V забезпечує відповідний рівень фізико-механічних властивостей як самого сплаву, так і його зварних з'єднань. Напівфабрикати до виробника поставляються у відпаленому (0), загартованому та природно зістареному (Т3) або загартованому та штучно зістареному стані (Т8), що визначається тактико-технічними і економічними параметрами відповідних зварних конструкцій та умов їх експлуатації.

Водночас, в умовах технологічних нагрівань, включаючи процеси зварювання, сплав 2219 (як і його російський аналог 1201), виявляє чутливість до рівня температури, що зумовлено механізмом розпаду твердого розчину та морфологією розташування фазових виділень, співвідношенням їх об'ємної долі в структурі [2–4]. Внаслідок сегрегації легуючих елементів і домішок вздовж границь кристалітів шва і зерен основного металу утворюється неоднорідна структура, що знижує на 30...40 % міцність з'єднань. Швидкість зварювання позначається на морфології мікроструктури шва, оскільки від цього залежать градієнт температур на поверхні розподілу твердого розчину рідкого металу та фаз, а також характер розподілу по об'єму шва легуючих елементів [3]. При перегріванні металу поміж зернами виникають утворення крихких прошарків з пересичених фаз, особливо на межі сплавлення з основним металом, де вони інколи формують щільний каркас навколо зерен. Для

ному (Т3) або загартованому та штучно зістареному стані (Т8), що визначається тактико-технічними і економічними параметрами відповідних зварних конструкцій та умов їх експлуатації.

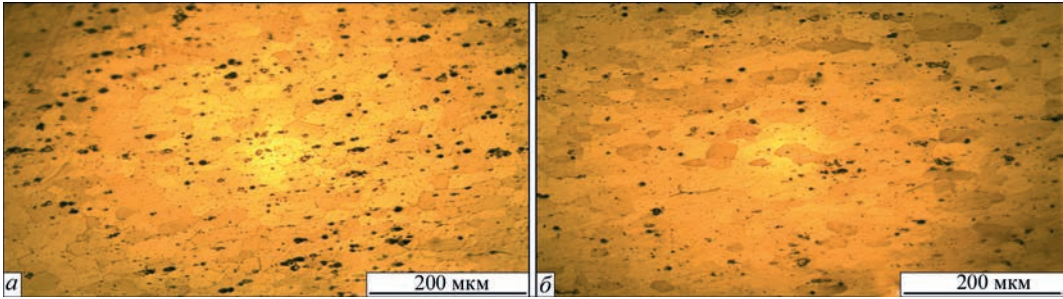


Рис. 2. Мікроструктура сплаву 2219-T31 завтовшки 5 мм вздовж (а) та поперек (б) відносно напрямку прокату

Таблиця 1. Механічні властивості листів алюмінієвого сплаву 2219-T31 завтовшки 5 мм

Орієнтація	$\sigma_{\text{в}}^{\text{о.м}}$, МПа	$\sigma_{0,2}^{\text{о.м}}$, МПа	δ , %	α , град	$a_{\text{н}}$, Дж/см ²
Вздовж прокату	368	259,4	24,4	180	30,0
Поперек прокату	369,6	270,4	22,0	177	23,1

зменшення теплового впливу рекомендують застосовувати концентровані джерела нагрівання та, по можливості, підвищені швидкості зварювання, що забезпечує мінімальний рівень тепловкладення в метал, пришвидчення його охолодження та меншу втрату міцності [6–8].

Метою даної роботи являється визначення оптимальних умов зварювання елементів силового набору корпусів ракетно-космічної техніки з високоміцного алюмінієвого сплаву марки 2219-T31 методами TIG або MIG.

Методика проведення дослідження. Листові заготовки сплаву 2219-T31 перед зварюванням знежирювали з подальшим хімічним травленням в розчині їдкого натру з багаторазовою промивкою в гарячій та холодній воді. Освітлення заготовок виконували в розчині азотної кислоти з подальшою промивкою у проточній воді. Заготовки висушували природним шляхом, потім проводили механічну зачистку шабером торців і поверхонь зварюваних кромek (завширшки близько 15 мм) на глибину 0,1 мм з метою запобігання утворенню макровключень оксидної плівки і газових пор у швах.

Якість формування швів контролювали за їх зовнішнім виглядом. Внутрішню якість швів оцінювали за результатами виявлення дефектів типу тріщин, непроварів, пор за допомогою методу рентгенографії (ГОСТ 7512-89). Для цього залучали рентгенівську установку РАП-150/300, а на приладі «Денситометр» оцінювали щільність металу шва. Результати контролю дозволили обрати оптимальні режими процесу зварювання, за яких не утворюються грубі дефекти.

Після зварювання сплаву 2219-T31 отримані стики візуально обстежували та проводили вимірювання основних геометричних параметрів швів. Геометричні параметри швів (B – ширина шва з лицевої поверхні з'єднань, H – ширина шва зі зворотної поверхні з'єднань (кореня шва), δ – глибина проплавлення основного металу (в даному випадку вона дорівнює його товщині), b – висота опуклостей технологічного посилення, h – висота кореня шва) визначали за допомогою електронного штангенциркуля АРТ-34460-150, ціна поділки якого становила 0,01 мм, а точність вимірювання – 0,03 мм.

Кількісну оцінку зміни показників міцності, пластичності та в'язкості зварних з'єднань сплаву 2219-T31, в залежності від досліджуваних способів зварювання дугою, виконували за результатами механічних випробувань стандартних зразків (ГОСТ 1497-84) з використанням універсальної машини ЦД-4 зі шкалою 2т. Випробування проводили на зразках типу XIII ГОСТ 6996-66. Ескізи зразків з розмірами наведені на рис. 3. При випробуванні на розтяг та встановленні значень міцності з'єднань ($\sigma_{\text{в}}^{\text{зв.з}}$) були задіяні плоскі зразки

з технологічним посиленням на лицевій поверхні шва з усуненим коренем шва. Для оцінки міцності металу шва ($\sigma_{\text{в}}^{\text{мш}}$) були задіяні зразки без посилення та кореня шва, які механічним шляхом усували з поверхні дослідних зразків. Механічні випробування зазначених зразків проводили в статичних умовах та розраховували значення межі їх міцності ($\sigma_{\text{в}}^{\text{зв.з}}$ і $\sigma_{\text{в}}^{\text{мш}}$). Навантаження зразка при цьому було розподілено рівномірно по всій робочій частині у відповідності до вимог ГОСТ 1497-73.

Показник міцності, визначений експериментально, дозволив вирахувати значення коефіцієнта міцності з'єднань та встановити рівень їх чутливості до термічного циклу зварювання в умовах TIG і MIG. Їх ступінь впливу на стан металу швів з технологічним посиленням і без нього характеризує коефіцієнт міцності з'єднань, був розрахований як $K_{\text{сб}} = \sigma_{\text{в}}^{\text{зв.з}} / \sigma_{\text{в}}^{\text{ом}}$ або $K_{\text{сб}} = \sigma_{\text{в}}^{\text{мш}} / \sigma_{\text{в}}^{\text{ом}}$.

Загальний стан металу та його деформаційну здатність після термічного циклу зварювання оцінювали, використовуючи технологічний метод випробування – кут загину (α). Цей показник пластичності визначали на зразках основного металу та зварних з'єднань в умовах триточкового згину

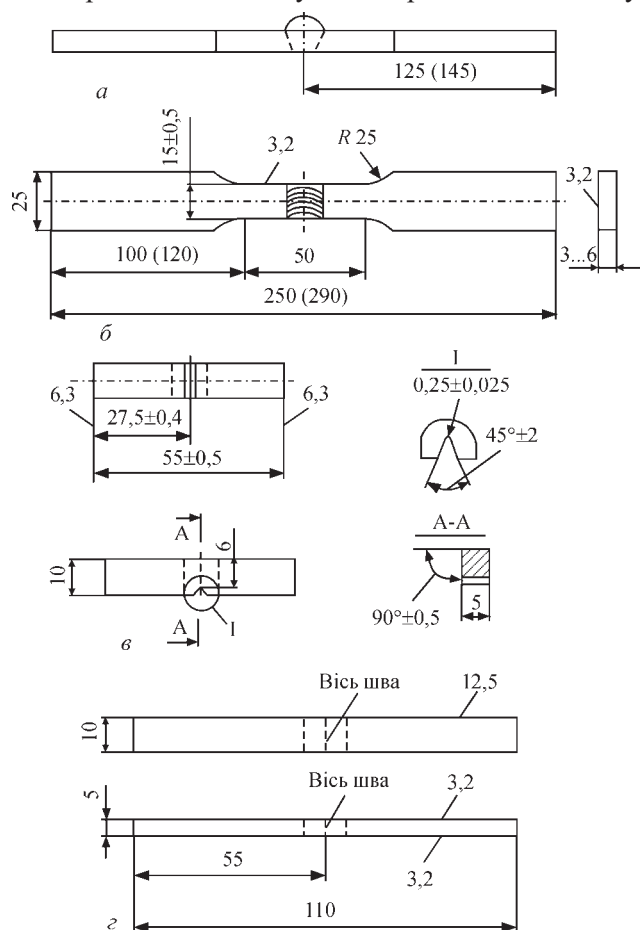


Рис. 3. Ескізи зразків, які були залучені для визначення механічних властивостей зварних з'єднань: а – межі міцності зварного з'єднання ($\sigma_{\text{в}}^{\text{зв.з}}$); б – межі міцності металу шва ($\sigma_{\text{в}}^{\text{мш}}$); в – ударної в'язкості металу шва; г – кута згину зварного з'єднання

з прикладанням навантаження зі сторони кореня шва. Технологічне посилення та корінь шва при цьому були усунуті механічним шляхом до відповідних розмірів (рис. 3).

Показник ударної в'язкості (a_n) дозволив встановити схильність металу з'єднань до крихкого руйнування. Для його експериментального визначення була задіяна відповідна схема навантаження зразків з гострим надрізом радіусом $R = 0,25$ мм (по Шарпі) вздовж осі шва відповідно до вимог ГОСТ 9454-76. Середнє значення показника визначали за результатами випробування трьох зразків.

Для обґрунтування отриманих експериментальних результатів комплексного дослідження механічних властивостей зварних з'єднань сплаву 2219-T31 були використані сучасні методики аналізу. Їх систематизацію та побудову графічних залежностей здійснювали з використанням сучасних комп'ютерних технологій, включаючи програми Smage Pro 30 і Statistica 5.0.

Результати дослідження та їх обговорення. Для формування належного технологічного посилення швів з використанням зварювального присадного дроту марки 2319 діаметром 1,6 мм було встановлено, що при швидкості зварювання 12 м/год сплаву 2219-T31 можна отримати більш якісні з'єднання способом TIG. Величина зварювального струму при цьому дорівнювала 290 А. Враховуючи ризики виникнення дефектів у швах (вольфрамові включення), особливо при виконанні протяжних швів), для зварювання використовували вольфрамовий електрод діаметром 6мм (ГОСТ 23949) з оксидом лантану або з оксидом ітрію. Відстань від торця неплавкого електрода до поверхні зварюва-

них кромок повинна складати 4 мм.

Стикові шви отримували на заготовках розміром 300×150×5 мм, які були вирізані з листових напівфабрикатів вздовж і поперек відносно напрямку прокату без розчищення кромок на підкладці. Швидкість подачі присадного дроту становила 128...130 м/год. Одностороннє зварювання металу виконували без розробки кромок. Кут нахилу пальника відносно осі шва складав 10...15°, відстань між соплом пальника та зварювальним металом становила 8...12 мм. Довжина дуги (відстань між металом та кінцем дроту) дорівнювала 3...5 мм.

Автоматичне аргонодугове зварювання TIG здійснювали від джерела живлення MW-450 австрійської фірми «Fronius», яке забезпечує максимальну величину зварювального струму 450 А та дозволяє виконувати шви великої протяжності на необхідному рівні струму. Для цього використовували симетричний змінний струм з прямокутною формою хвилі частотою 200 Гц, що забезпечило високу ступінь катодного очищення зварюваних кромок і стабільність виконання процесу з'єднання сплаву 2219-T31. Орієнтовні режими зварювання сплаву 2219-T31 завтовшки 5 мм наведені в табл. 2.

Повне проплавлення зварюваних кромок без їх розчищення досягалося за один прохід. Формування проплаву, тобто кореню шва, відбувалося при використанні змінної підкладки з нержавіючої сталі з еліптичною формою канавки глибиною 1 мм та шириною 6 мм. Якісний захист зони зварювання забезпечувався аргонем високої чистоти (ГОСТ 10157), витрати якого становили 15...17 л/хв. Технологія зварювання TIG здійснювалася в горизонтальному положенні шляхом пов-

Таблиця 2. Орієнтовні режими автоматичного зварювання неплавким електродом алюмінієвого сплаву 2219-T31 завтовшки 5 мм

Діаметр вольфрамового електрода, мм	Діаметр присадного дроту, мм	Величина зварювального струму, А	Швидкість зварювання, м/год	Витрати аргону, л/хв
6,0	1,6	290	12,0	15...17

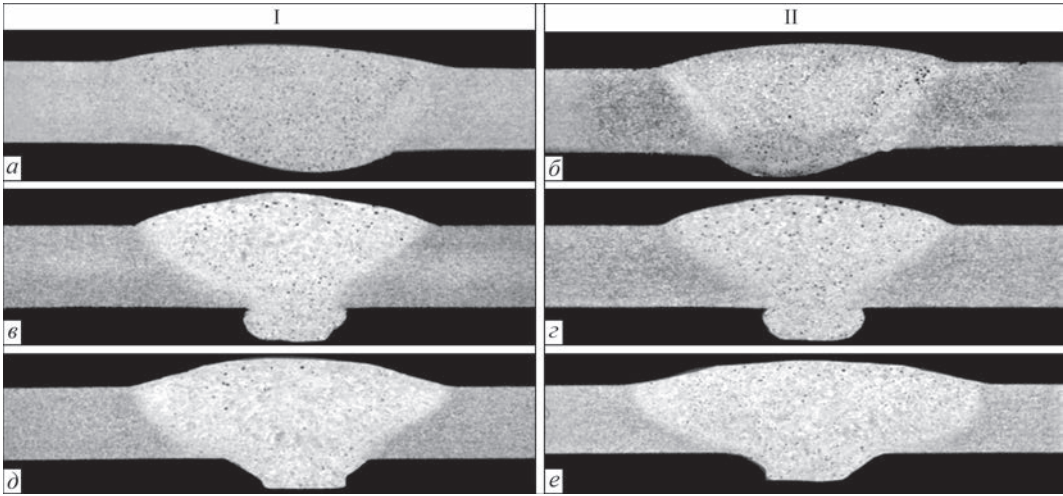


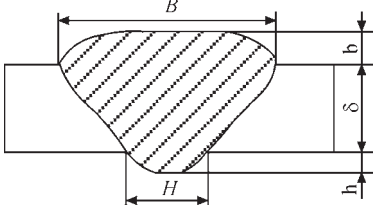
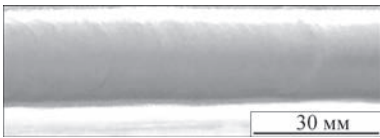
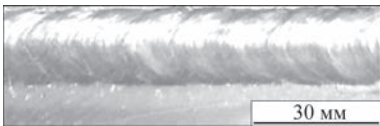
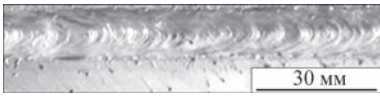
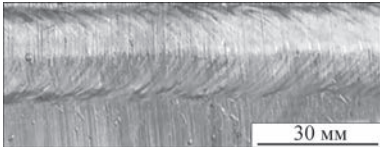
Рис. 4. Макроструктура (б) зварних з'єднань сплаву 2219-T31 завтовшки 5 мм, отриманих TIG (а, б) і MIG (в, г) в середовищах аргону (в, г) і гелію (д, е) вздовж (I) та поперек (II) прокату

ного розплавлення кромки основного матеріалу і присадного дроту при нагріванні дугою від вольфрамового електрода. Всі параметри зварювання ретельно регулювалися та вимірялися для визначення оптимального режиму зварювання сплаву 2219-T31 завтовшки 5 мм. Встановлений режим дозволив отримати гладку поверхню шва з плавним переходом до основного металу (рис. 4).

Аналіз зовнішнього вигляду стиків та оцінювання якості швів рентгенографічним методом не виявив грубих дефектів типу тріщин, непроварів і пористості у зварних швах, отриманих TIG (рис. 5, а). Це свідчить про реалізацію належних теплофізичних умов при зварюванні, а саме –

кристалізацію рідкого металу та добре формування швів. Використання різнополярного струму з прямокутною формою хвилі на режимах, коли зворотна полярність переважає, забезпечує при такому способі зварювання ефективну дегазацію швів.

Також були відпрацьовані режими зварювання дослідного сплаву за технологією MIG (табл. 3), сутність яких полягає в нагріванні дугою електродного (присадного) дроту марки 2319 діаметром 1,6 мм до розплавлення його кінцівки та заповнення рідким металом проміжку між торцями зварюваних заготовок. Наявність змінної підкладки з нержавіючої сталі з еліптичною формою канавки глибиною 1 мм та шириною 6 мм дозволила

Захисне середовище	Орієнтація прокату					Коефіцієнт форми шва $K = \frac{B}{b + \delta}$	Зовнішній вигляд зразків
		B	b	H	h		
Зварювання TIG							
Аргон	Вздовж	16,04...16,55	0,91...0,95	8,56...9,03	1,27...1,32	2,75	
	Поперек	15,35...16,43	0,96...1,3	8,22...8,9	1,38...1,56	2,19	
Зварювання MIG							
Аргон	Вздовж	13,3...14,15	1,61...1,70	5,45...5,72	1,85...1,92	2,09	
	Поперек	14,5...16,41	1,51...1,60	5,49...5,75	1,86...2,06	2,22	
Гелій	Вздовж	13,9...15,10	1,44...1,67	6,38...7,21	1,84...1,95	2,21	
	Поперек	16,6...17,18	0,67...0,73	6,08...6,28	1,75...1,89	2,90	
Примітки: 1. Коефіцієнт форми шва (K) – відношення ширини шва (B, мм) до його товщини (b+ δ),мм), де B – ширина зварного шва, b – висота підсилення, δ – глибина розплавленого основного металу, H – ширина кореня шва, h – висота підсилення зі сторони кореня шва; 2. Значення K допускається в діапазоні від 0,5 до 4. Оптимальними вважаються значення від 1,2 до 2.							

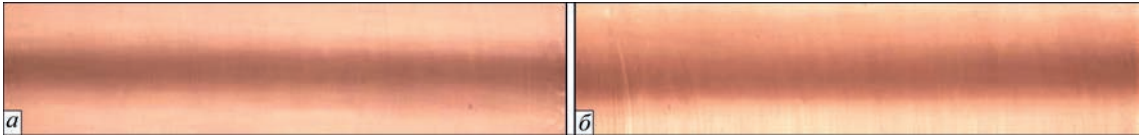


Рис. 5. Рентгенограми швів сплаву 2219-T31, отриманих зварюванням TIG в аргоні вздовж (а) і поперек прокату (б)

Таблиця 3. Орієнтовні режими автоматичного дугового зварювання плавким електродом алюмінієвого сплаву 2219-T31 завтовшки 5 мм в середовищі захисних газів

Захисне середовище	Діаметр електродного дроту, мм	Величина зварювального струму, А	Швидкість зварювання, м/год	Напруга на дузі, В	Витрати газу, л/хв
Аргон	1,6	165...170	28...29	24...25	25
Гелій	1,6	120...135	25...27	34...36	20

отримати за один прохід повне проплавлення зварюваних кромок і сформувати корінь шва (рис. 4) в залежності від марки захисного газу – аргону (ГОСТ 10157) або гелію (ГОСТ 20461, ДСТУ ISO 14175:2004). Витрати аргону при цьому складали 25 л/хв, а гелію – 20 л/хв.

Стикові шви отримували у середовищі аргону та гелію дугою від джерел живлення ІУП-1 на заготовках розміром 300×150×5 мм, які були вирізані з листових напівфабрикатів вздовж і поперек відносно напрямку прокату. Візуальний контроль якості формування швів показав відсутність у стиках дослідного сплаву грубих дефектів типу тріщин і непроварів у зварних з'єднаннях, отриманих плавким електродом, але після рентгеновського контролю були зафіксовані дефекти у вигляді пор. Як свідчать рентгенограми з стиків (рис. 6), отриманих MIG в аргоні, в зоні технологічного посилення при кристалізації рідкого металу утворюються пори діаметром від 1 до 2 мм, тобто умови зварювання не забезпечили належної його дегазації. Джерелом утворення можуть бути різні фактори, включаючи температурні умови навколишнього середовища, підвищену вологість захисного газу тощо. Також появу пор може викликати сегрегація елементів, які входять до складу сплаву 2219-T31, в результаті структурних перетворень при кристалізації рідкого металу швів. Для попередження пористості слід ретельно очищати основний метал і присадний дріт від оксидів і забруднень.

Повне проплавлення з'єднань, зварених за технологією MIG в аргоні, було отримано на режимі, коли величина зварювального струму становила 165...170 А, а напруга на дузі – 24...25 В. Швидкість зварювання при цьому складала 28...29 м/год. Більша щільність зварювального струму забезпечила зростання здатності проплавлення металу дугою. Величина заглиблення дуги у рідкий метал зварювальної ванни збільшується та позитивно

впливає на формування швів менших розмірів. Це відбулося завдяки дії високої питомої потужності дуги та рівня температури на ділянці металу, де діє активна пляма нагрівання, що дозволило підвищити швидкість процесу порівняно зі зварюванням TIG [1, 2].

При використанні гелію в якості захисного середовища при зварюванні MIG сплаву 2219-T31 спостерігається утворення більш якісних швів. Це пов'язано з тим, що гелій порівняно з аргонем дозволяє отримати теплофізичні умови стабільної реалізації дугового процесу, сприяє зростанню глибини проплавлення металу. Високу концентрацію теплової енергії при гелієво-дуговому зварюванні забезпечує надійне збудження дуги та стабільність її горіння, яка визначає якість «катодного» очищення поверхонь шва та зони біля нього. Завдяки високому потенціалу іонізації та теплопровідності зменшуються об'єми розбризкування електродного металу. При застосуванні гелію значення електричного струму становило 120...135 А, а напруги – 34...36 В. Швидкість зварювання при цьому була 25...27 м/год (табл. 3).

Вимірювання геометричних розмірів швів зварних з'єднань, отриманих MIG в середовищі аргону, показало, що їх ширина коливається в діапазонах 13,3...14,15 мм та 14,45...16,11, а в гелії – 13,90...15,10 мм відповідно. Розміри кореня шва (проплавлення) на 10...15 % більше, ніж у зварних з'єднань, отриманих TIG. В зразках з технологічним посиленням спостерігається зворотна залежність його висоти від захисного газу. Значення вище на 30...45 % у з'єднань, отриманих MIG в аргоні. Висота кореня шва як в першому, так і в другому варіантах захисного середовища відрізняється в 1,5 рази. Коефіцієнт форми шва відповідно до формули $K = B/(b+\delta)$ для з'єднань, зварених вздовж та поперек прокату TIG, дорівнює 2,75 та 2,19 відповідно, а для з'єднань, зварених MIG – 2,1 і 2,2 в аргоні, 2,2 і 2,9 в гелії. Порівнюючи

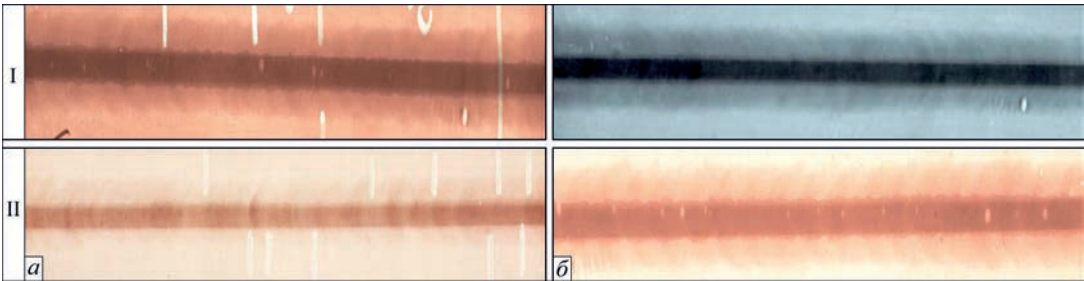


Рис. 6. Рентгенограми швів сплаву 2219-T31, отриманих зварюванням MIG в аргоні (I) та гелії (II) вздовж (а) і поперек (б) прокату

результати вимірювання геометричних розмірів швів зварних з'єднань, отриманих TIG, вирізаних вздовж прокату та поперек прокату та MIG в аргоні або гелії, видно, що їх значення відрізняються на 2...3 мм, відповідно. Розміри кореня шва на 10...15 % більше у зварних з'єднань, отриманих TIG, ніж у з'єднань, отриманих в умовах MIG.

Для оцінки механічних властивостей з'єднань, отриманих TIG з використанням зварювального дроту 2319 діаметром 1,6 мм, виготовляли стандартні зразки з бездефектних ділянок швів за результатами рентгенівського контролю. Аналіз результатів їх експериментального випробування показав (табл. 4), що незалежно від напрямку прокату з'єднання з посиленням шва, отримані за технологією TIG, при статичному розтягуванні ($\sigma_{\text{в}}^{\text{зв.з}}$) руйнуються вздовж зони сплавлення шва з основним металом (рис. 7). Зразки без технологічного посилення та кореня – вздовж металу шва. На рис. 8 представлено злами зразків зварних з'єднань сплаву 2219-T31, отриманих TIG в обох напрямках

відносно орієнтації прокату. На всіх зламах спостерігається в'язкий характер рельєфу. Ямкова структура поверхні зламів свідчить про механізм зародження, зростання та злиття мікропустот внаслідок руйнування перемичок поміж кристалітами.

На рис. 9 і 10 представлено характерні руйнування та особливості поверхні зламів зварних з'єднань сплаву 2219-T31, отриманих в аргоні та гелії за технологією MIG. Картина рельєфу зразка залежить від його типу та характеру навантаження при випробуванні. В зразках, в яких відсутнє технологічне посилення, руйнування відбувається вздовж осі шва. Їх рельєф більш в'язкий порівняно з рельєфом зразків з технологічним посиленням. Вони руйнуються вздовж зони сплавлення шва з основним металом. При цьому після зварювання TIG межа міцності зварних з'єднань, у яких шов розміщувався вздовж напрямку прокату зварюваних листів, знаходиться на рівні 247...262 МПа, а поперек напрямку прокату – в діапазоні 253...261 МПа, тобто знижувалася порівняно з

Таблиця 4. Механічні властивості зварних з'єднань алюмінієвого сплаву 2219-31 завтовшки 5 мм, отриманих аргонодуговим зварюванням за методами TIG та MIG

Спосіб зварювання	Захисне середовище	Орієнтація шва відносно прокату	$\sigma_{\text{в}}^{\text{зв.з}}, *$ МПа	$\sigma_{\text{в}}^{\text{м.ш}}, **$ МПа	α , град	$a_{\text{н}}$, Дж/см ²	Коефіцієнт міцності K	
							$\frac{\sigma_{\text{в}}^{\text{зв.з.}}}{\sigma_{\text{в}}^{\text{о.м.}}}$	$\frac{\sigma_{\text{в}}^{\text{м.ш.}}}{\sigma_{\text{в}}^{\text{о.м.}}}$
Неплавким електродом	Аргон	Вздовж	255,2	241,9	60	16,3	0,69	0,66
		Поперек	258,0	240,9	58	19,4	0,70	0,65
Плавким електродом	Аргон	Вздовж	258,6	231,7	45	16,2	0,70	0,63
		Поперек	261,5	234,8 д	45	17,0	0,71	0,64
	Гелій	Вздовж	238,2	252,0	52	18,5	0,64	0,68
		Поперек	243,0	239,1	54	18,0	0,66	0,65

Примітки: 1. *руйнування зразків відбувалося по зоні сплавлення шва з основним металом; 2. **руйнування зразків відбувалося по металу шва; 3. Коефіцієнт міцності вказаний відносно міцності основного металу у вихідному стані (2219-T31): $K = \frac{\sigma_{\text{в}}^{\text{зв.з.}}}{\sigma_{\text{в}}^{\text{о.м.}}}$ – зварного з'єднання; $K = \frac{\sigma_{\text{в}}^{\text{м.ш.}}}{\sigma_{\text{в}}^{\text{о.м.}}}$ – металу шва.

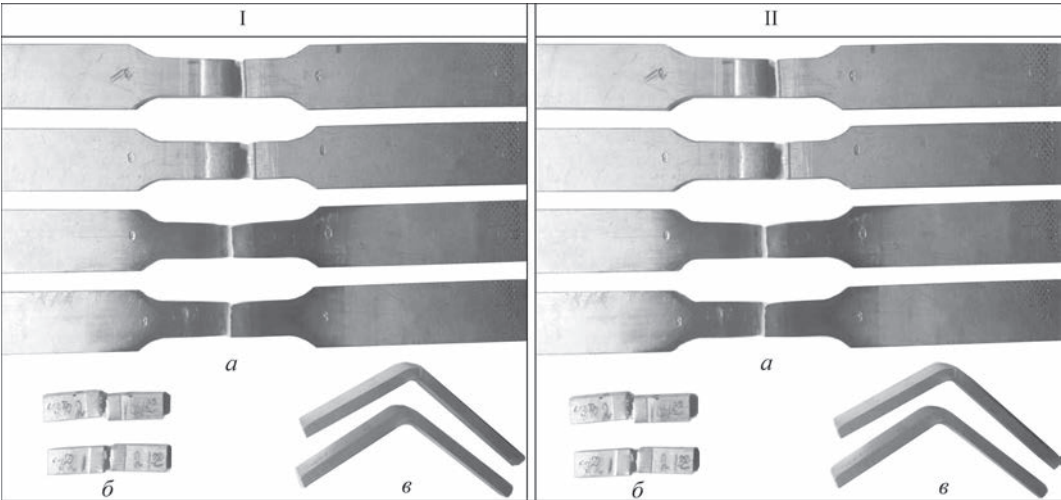


Рис. 7. Характер руйнування зразків зварних з'єднань сплаву 2219-T31 завтовшки 5 мм, отриманих неплавким електродом в аргоні вздовж (I) і поперек (II) напрямку прокату, в умовах механічних випробувань: а – одновісного розтягу; б – ударної в'язкості; в – триточкового згину

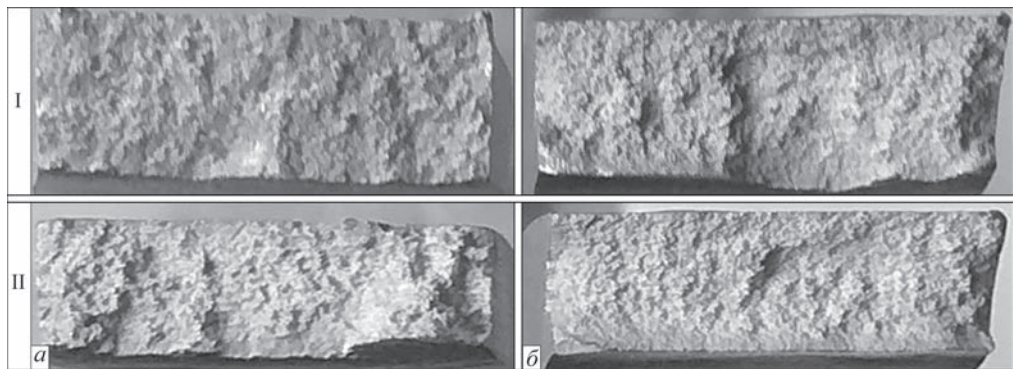


Рис. 8. Злами зразків зварних з'єднань сплаву 2219-T31 завтовшки 5 мм, отриманих неплавким електродом в аргоні вздовж (I) і поперек (II) напрямку прокату, після механічних випробувань на розтяг: а – зразки без посилення, б – зразки з посиленням

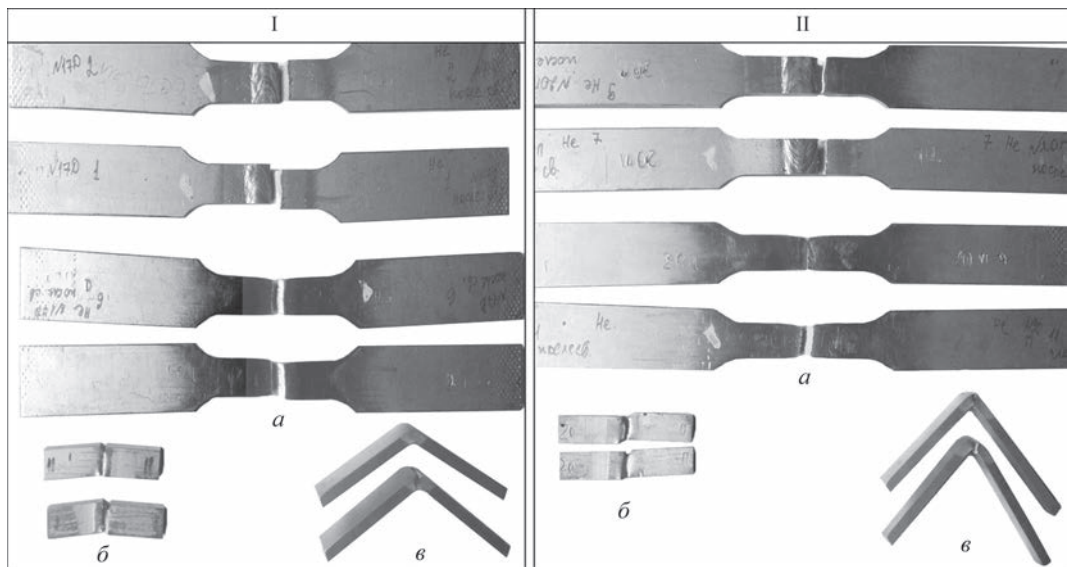


Рис. 9. Характер руйнування зразків зварних з'єднань сплаву 2219-T31 завтовшки 5 мм, отриманих плавким електродом в гелії вздовж (I) та поперек (II) напрямку прокату, в умовах механічних випробувань: а) одновісного розтягу; б) ударної в'язкості; в) трьохточкового згину

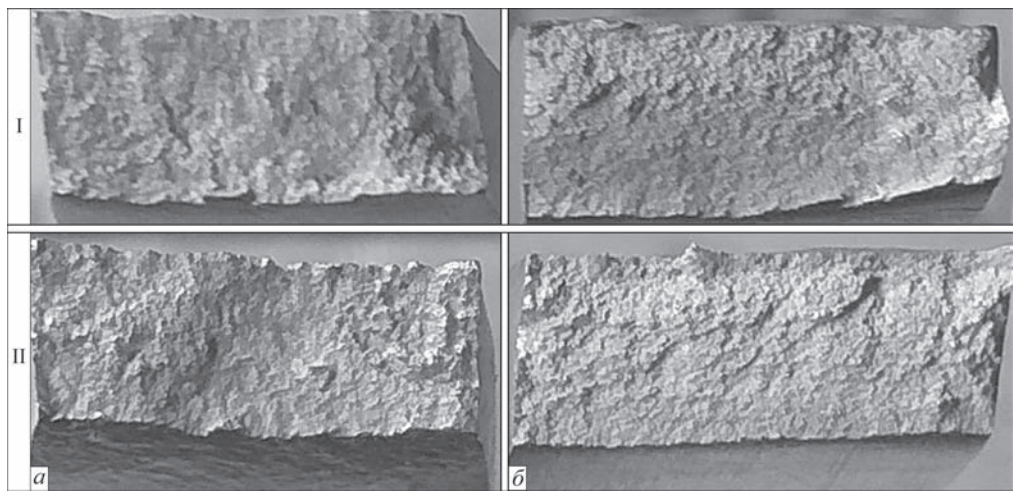


Рис. 10. Злами зразків зварних з'єднань сплаву 2219-T31 завтовшки 5 мм, отриманих плавким електродом в гелії вздовж (I) і поперек (II) напрямку прокату, після механічних випробувань на розтяг: а – зразки без посилення, б – зразки з посиленням

рівнем міцності основного металу майже на 30 %.

Зразки без технологічного підсилення шва руйнуються по металу шва, межа міцності ($\sigma_{\text{в.ш}}$) якого при статичному розтягуванні після зварювання становить 237...245 МПа в умовах розташування шва вздовж прокату і 234...247 МПа при його роз-

ташуванні поперек прокату. Ударна в'язкість металу швів, отриманих при зварюванні TIG вздовж прокату, коливається від 15,9 до 16,9 Дж/см², а поперек прокату – 17,5...22,4 Дж/см². Кут згину зазначених зварних з'єднань становить близько 60 град. (табл. 4). У випадку, коли зразки мають

технологічне посилення, межа міцності зварних з'єднань, отриманих плавким електродом в гелії при орієнтації шва вздовж напрямку прокату, становить 231...252 МПа, а при орієнтації шва поперек прокату – на рівні 227...265 МПа. При зварюванні в аргоні межа міцності зварних з'єднань дорівнює 255...260 і 256...266 МПа відповідно при орієнтації шва вздовж і поперек прокату.

З використанням гелію при зварюванні MIG спостерігається аналогічна залежність характеру руйнування дослідних зразків зварних з'єднань (рис. 10). Поверхня зламів має переважно в'язкий рельєф, який відображає дрібнодендритну структуру швів. Рельєф на поверхні руйнування більш крихкий у зразках з технологічним посиленням, що свідчить про вищу ступінь локальної деформації металу саме в зоні сплавлення шва з основним металом. Шви, зварені вздовж прокату, мають межу міцності металу на рівні 254...259 МПа, а поперек – 257...261 МПа. Значення кута згину з'єднань, зварених в гелії, з розташуванням шва вздовж прокату знизилось до 27...31 град., а поперек прокату вище в 1,5 рази (39...45 град.). Показник ударної в'язкості металу швів знизився до 12,9...13,5 і 12,3...12,9 Дж/см², відповідно.

Аналіз морфології поверхні зламів зварних з'єднань, отриманих як вздовж, так й поперек прокату, показав, що їх рельєф має переважно чарункову структуру. Вона утворюється внаслідок зародження мікротріщин на грубих фазових частках або інтерметалідних включень. Довжина тріщин визначається величиною об'ємної частки в основному металі та залежить від зварювального циклу TIG або MIG. Оптимальні режими зварювання сплаву 2219-T31 сприяють формуванню однорідної структури, що забезпечує в'язкий характер руйнування з'єднань в умовах випробування.

Висновки

1. Досліджено технологічні умови отримання якісних швів при з'єднанні високоміцного алюмінієвого сплаву марки 2219-T31 завтовшки 5 мм при дугових технологіях зварювання TIG і MIG. Встановлено, що в умовах TIG при величині електричного струму 290 А та швидкості зварювання 12 м/год досягається оптимальне формування якісних швів без грубих дефектів. При MIG в середовищі аргону такі шви можна отримати, використовуючи струм $I_{зв} = 165...170$ А та швидкість зварювання 28 м/год, а у разі застосування гелію – 120...135 А зі швидкістю – 25...27 м/год, тобто в умовах, коли енергетичні витрати на 20...30 % менші. Коефіцієнт b форми швів у з'єднаннях, зварених TIG вздовж та поперек прокату, відповідно, становить 2,75 та 2,19, а, зварених MIG в аргоні – 2,1 і 2,2, гелії 2,2 і 2,9.

2. Рівень міцності зварних з'єднань сплаву після TIG становить 255...258 МПа, що нижче на 30 % порівняно з основним металом ($\sigma_{\text{в}} = 366...370$ МПа). В умовах MIG в середовищі аргону показник міцності з'єднань складає 258...261 МПа, а в гелії знижується (238...243 МПа). Зазначене відбувається як результат структурних перетворень металу в теплофізичних умовах зварювання, а також пов'язано з появою евтектичних прошарків і надлишкових фаз біля границь кристалітів швів. Висока ймовірність утворення дефектів при застосуванні аргону в умовах MIG обмежує його застосування для відповідальних деталей та вузлів.

3. Показник ударної в'язкості швів після TIG вздовж прокату становить 15,9...16,9, а поперек – 17,5...22,4 Дж/см². Технологічна пластичність (кут згину) з'єднань дорівнює 50 і 60 град., відповідно. Після MIG в аргоні даний показник майже однаковий незалежно від напрямку прокату (43...46 і 44...47 град.), в гелії – 50...55 та 53...57 град., що майже в 3...4 рази нижче за показник основного металу (180 і 177 град.). Ударна в'язкість швів після MIG в гелії вздовж прокату становить 18,3...18,6 Дж/см², а поперек – 17,5...18,4. У разі застосування аргону в швах спостерігається зниження показника відносно напрямку прокату, 16,0...16,5 та 16,9...17,1 Дж/см².

4. Руйнування з'єднань сплаву 2219-T31 з технологічним посиленням та кореня шва відбувається вздовж границі сплавлення шва з основним металом, при їх усуненні з поверхні – вздовж осі шва. Рельєф утримує переважно чарункову структуру, зародження мікротріщин, ймовірно, відбувається на грубих фазових частках або інтерметалідних включеннях, розташованих вздовж границь кристалітів та зерен металу, значно крихких, ніж алюмінієва матриця. Довжина первинної тріщини залежить від величини об'ємної долі зазначених часток у сплаві й теплофізичних умов зварювання (TIG або MIG). Встановлено, що утворення більш однорідної структури рельєфу швів, за яких отримується належна міцність з'єднань і в'язкий характер їх руйнування, можна досягти за оптимальними режимами обох технологій.

Список літератури

1. Белецкий В.М., Кривов Г.А. (2005) *Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение). Справочник*. Фридляндер И.Н. (ред.). Киев, Коминтех.
2. Albert, D. (1993) Aluminium alloys in arc welded constructions. *Welding World Magazine*, 32, 3, 97–114.
3. Ищенко А.Я., Лабур Т.М. (2013) *Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов*. Киев, Наукова думка, 2013.
4. Лабура Т.М. (2022) Тенденции технологического развития процессов дуговой сварки для соединения современных алюминиевых сплавов. *Сварщик*, 1, 6–17.
5. Лобанов Л.М., Кушнарев О.П., Мазур О.А. та ін. (2022) Економічна оптимізація методів зварювання конструкцій

паливних баків ракетно-космічної техніки. *Автоматичне зварювання*, **3**, 42–52. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2022.03.06>

6. Nyrkova, L.I., Labur, T.M., Shevtsov, E.I. et al. (2022) Complex of properties of 2219 alloy weld joint in T62 state under modeling operating conditions. *Space Sci. & Technol.*, **28** (2), 14–29. DOI: <https://doi.org/10.15407/knit2022.02.014>
7. Машин В.С., Покляцкий А.Г., Федорчук В.Е. (2005) Механические свойства соединений алюминиевых сплавов при сварке плавящимся и неплавящимся электродом. *Автоматическая сварка*, **9**, 43–49.
8. Kiyoto, S. (1993) Materials and joining technologies for rocket structures. *Journal of the Japan welding society*, **62**, 8, 46–52. DOI: <https://doi.org/10.2207/qjwjs1943.62.630>

References

1. Beletsky, V.M., Krivov, G.A. (2005) *Aluminium alloys (Composition, properties, technology, application). Refer. Book.* Ed. by I.N. Fridlyander. Kyiv, Komintekh [in Russian].
2. Albert, D. (1993) Aluminium alloys in arc welded constructions. *Welding World Magazine*, **32**(3), 97–114.
3. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M. (2013) *Welding of modern aluminium alloy structures*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
4. Labur, T.M. (2022) Tendencies of technological development of arc welding processes for joining modern aluminium alloys. *Svarshchik*, **1**, 6–17 [in Russian].
5. Lobanov, L.M., Labur, O.P., Mazur, O.A. et al. (2022) Cost optimization of the methods of welding structures of fuel tanks for aerospace vehicles. *Avtomatych. Zvar.*, **3**, 42–52 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2022.03.06>
6. Nyrkova, L.I., Labur, T.M., Shevtsov, E.I. et al. (2022) Complex of properties of 2219 alloy weld joint in T62 state under modeling operating conditions. *Space Sci. & Technol.*, **28** (2), 14–29. DOI: <https://doi.org/10.15407/knit2022.02.014>
7. 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.
8. Kiyoto, S. (1993) Materials and joining technologies for rocket structures. *J. of the Japan Welding Society*, **62**(8), 46–52. DOI: <https://doi.org/10.2207/qjwjs1943.62.630>

CONSUMABLE AND NONCONSUMABLE ELECTRODE WELDING OF HIGH-STRENGTH 2219-T31 ALUMINIUM ALLOY

Labur T.M., Poklyatskyi A.G., Koval V.A.

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The influence of the conditions of consumable (TIG) and nonconsumable (MIG) electrode arc welding of high-strength aluminium alloy of 2219-T31 grade (USA) 5 mm thick was studied. Effective welding modes were selected by the main characteristics: absence of coarse defects, weld form factor, standard mechanical properties, and features of fracture surface relief. The strength level of welded joints after welding is 25-30% lower compared to base metal ($\sigma_t=366...370$ MPa). The impact toughness values of the welds after TIG welding vary from 16.4 to 20.3 J/cm², according to the rolling direction. Bend angle is almost 3 times lower than the base metal value (180 and 177 degr.). Fracture of joints with technological reinforcement and of the weld root occurs along the boundary of weld fusion with the base metal, at a distance from the surface along the weld axis. The relief retains a predominantly cellular structure. Analysis results were used to establish the technological conditions of achieving an optimal quality of welds and the type of shielding gas for welding.

Keywords: aluminium alloy, nonconsumable and consumable electrode welding modes, inert gases: argon, helium, welded joints, mechanical properties, investigations

Надійшла до редакції 08.02.2024
Отримано у переглянутому вигляді 11.03.2024
Прийнято 23.05.2024

Вперше в історії людства супутник передав на Землю сонячну енергію з космосу

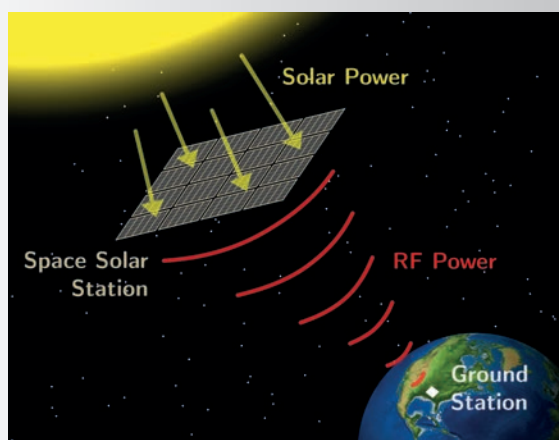
Команда дослідників використовувала пристрій, який представляє невеликий супутник, здатний збирати сонячну енергію за допомогою фотоелектричних елементів і перетворювати її в радіочастотну енергію за допомогою антенних решіток.

Потім супутник синтезував промінь радіочастотної енергії і передав його на Землю, де приймач і перетворювач, розташований на даху лабораторії в Каліфорнійському технологічному інституті, вловив і перетворив сигнал на постійний струм.

Кінцева мета розробників – створення мережі супутників, які зможуть передавати на Землю енергію, достатню для забезпечення 10000 домогосподарств. Однак до цього ще далеко, оскільки поточний експеримент зафіксував лише частину енергії, що генерується супутником.

Космічна сонячна енергетика – це багатообіцяюча концепція, яка має на меті використати неосяжну і безперебійну сонячну енергію, доступну в космосі, і доставити її на Землю, де вона може бути використана для промисловості, домогосподарств та інших цілей.

На відміну від наземних сонячних панелей, на роботу яких впливають погода, пори року та нічний час доби, орбітальні сонячні панелі можуть генерувати енергію безперервно, якщо вони орієнтовані на сонце.



ОСОБЛИВОСТІ ЗВАРЮВАННЯ НЕПЛАВКИМ
ЕЛЕКТРОДОМ МІДІ МАЛИХ ТОВЩИН

А.М. Бондаренко, Є.П. Лук’яненко, Т.Б. Майданчук, Д.М. Степченко

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: pw1_37@ukr.net

Вироби із тонколистової міді знаходять широке застосування в радіоелектроніці, приладобудуванні, енергетиці та ін. У статті розглянуто мікроплазмове, TIG-зварювання в аргоні та гелії міді товщиною 0,2 мм. В результаті проведених досліджень встановлено, що при застосуванні в якості захисного газу гелію, підвищується швидкість зварювання більше ніж у 2 рази в порівнянні з мікроплазмовим процесом та в майже в 5 разів в порівнянні з TIG-зварюванням в аргоні. При цьому ширина зварного шва та ЗТВ зменшуються та становлять 1,4...1,6 й 1,0...1,5 мм відповідно. Проведені металографічні дослідження зварних швів не виявили дефектів у вигляді пор, тріщин, несплавлень. Мікроструктура шва представляє собою сукупність рівновісних кристалітів з розміром зерна 4...8 мкм без чітко вираженої направленості кристалізації та плавним переходом лінії сплавлення. Визначено механічні властивості зварних з’єднань: тимчасовий опір та мікротвердість. Бібліогр. 8, рис. 7, табл. 2.

Ключові слова: тонколистова мідь, мікроплазмове зварювання, TIG-зварювання, аргон, гелій, мікроструктура, механічні властивості

Вступ. Значний прогрес електротехніки та енергетики передбачає безперервний розвиток процесів зварювання для досягнення все більш нових і складних вимог, які висувають до зварного з’єднання. Використання тонких металів дозволяє зменшити габарити, вагу деталей, а особливо собівартість. Це особливо важливо при використанні такого дефіцитного матеріалу як мідь.

Для зварювання тонколистової міді використовують: контактне, електронно-променеве, ультразвукове зварювання [1–3]. Однак більш широке застосування знаходить дугове зварювання неплавким (вольфрамовим) електродом в інертних газах – аргоні та гелії [3–5].

Автори статей [3, 4] встановили, що при зварюванні тонколистових металів (менше 1,0 мм) перевага надається мікроплазмовим процесам. У порівнянні зі звичайним дуговим зварюванням вольфрамовим електродом він має дві основні переваги: концентроване введення тепла у виріб за рахунок стискання стовпа дуги та більш високу стабільність дуги, особливо на струмах менше 10 А. Однак при зварюванні металу товщиною 0,2...0,5 мм слід враховувати той факт, що стиснена (плазмова) дуга має більш сильний, у порівнянні із вільною дугою, динамічний тиск на метал зварювальної ванни, що суттєво підвищує вірогідність пропалювання.

Проаналізовані літературні дані свідчать, що дугове зварювання міді та її сплавів товщиною менше 0,5 мм вивчені недостатньо. Тому було проведено дослідження по вибору оптимальної технології малоамперного зварювання неплавким електродом із застосуванням в якості захисного газу аргону та гелію.

Методика проведення експериментів. Для експериментальних робіт використовували зразки розміром 15×60×0,2 мм із міді марки М1р [6] (див. табл. 1).

Зварювання виконувалось плазмотроном ОБ1213, постійним струмом прямої полярності від зварювального джерела МПУ-4. Технологічні схеми зварювання показані на рис. 1. В якості захисного середовища використовували гази аргон (сорт 1, ДСТУ10157-79) та гелій (стиснений марки А, ТУ 940-80). У всіх випадках використовували лантанований вольфрамовий електрод діаметром 1,5 мм. Довжина дуги витримувалась постійною – 1,2 мм.

Перед зварюванням кромки основного металу знежирювалися в органічних розчинниках (ацетон, метиловий спирт).

В процесі зварювання відбувався контроль зварювального струму, напруги на дузі та швидкості зварювання. Витрата захисного газу регулюва-

Таблиця 1. Хімічний склад міді М1р [6]

Хімічний склад, мас. %											
Cu+Ag, не більше	Fe	Ni	S	As	Pb	Zn	O	Sb	Bi	Sn	P
99,9	0,005	0,002	0,004	0,002	0,005	0,005	0,01	0,002	0,001	0,002	0,012

Бондаренко А.М. – <https://orcid.org/0000-0003-0506-4444>, Лук’яненко Є.П. – <https://orcid.org/0000-0001-7678-5965>, Майданчук Т.Б. – <https://orcid.org/0000-0002-2826-8514>, Степченко Д.М. – <https://orcid.org/0000-0001-9191-5780>
© А.М. Бондаренко, Є.П. Лук’яненко, Т.Б. Майданчук, Д.М. Степченко, 2024

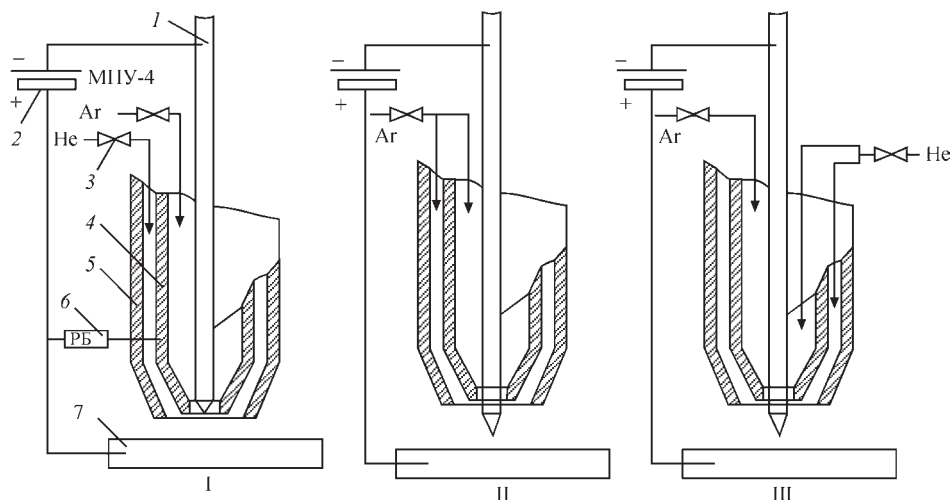


Рис. 1. Технологічні схеми зварювання: I – мікроплазмове зварювання; II – TIG-зварювання в аргоні; III – TIG-зварювання в гелії. Позначення: 1 – вольфрамовий електрод; 2 – джерело зварювання; 3 – редуктор подачі газу; 4 – внутрішнє водоохолоджуване сопло; 5 – зовнішнє сопло; 6 – реостат баластний РБ 300; 7 – виріб/зразок

лась редуктором-витратоміром АР40КР-1 та АР-40КР-1М та ротаметрами РМА-1 із пропускною здатністю 0,2...0,5 л/хв; для захисного – 2...4 л/хв.

Геометричні розміри зварних швів вимірювалися за шкалою мікроскопа МБС-2 при чотирикратному збільшенні (ціна розподілу шкали 0,025 мм). Металографічні дослідження проводили на мікрошліфах зварних швів, а їх характеристики міцності визначалися механічними випробуваннями. Візуально визначалась наявність пор, підрізів при п'яти-семикратному збільшенні на мікроскопі МИМ-7. Дослідження мікроструктури проводили методами оптичної мікроскопії (мікроскоп Neophot-32, Японія) зі збільшенням $\times 90$, $\times 140$, $\times 200$ та $\times 400$.

Дослідне обладнання. Основна мета розробки обладнання для проведення досліджень полягала в можливості одностороннього автоматичного зварювання без присадного матеріалу. Даний спосіб найбільш перспективний для зварювання тонколистових металів, коли неможливо застосувати інші види з'єднання.

Зварювання виконувалося на спеціальній підкладці, що забезпечує мінімальне тепловідведення (рис. 2). Пристосування представляє собою пластину з немагнітної сталі розмірами $6 \times 100 \times 200$ мм, паралельно поздовжньої осі з двох сторін якої профрезеровані пази глибиною 2 мм і шириною 6 мм. По осі пазів з кроком 5 мм просвердлені наскрізні отвори 2 мм. Нижній паз закривається герметичною кришкою та служить каналом підведення захисного газу до кореня шва через отвір у торці пластини. Для зниження тепловідведення від зразка на верхній поверхні вздовж паза виконані поздовжні надрізи завглибшки 1 мм з кроком 1 мм. З цією ж метою притискні планки виготовлені зі

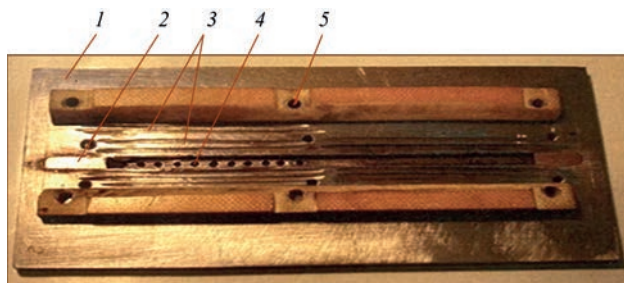


Рис. 2. Спеціальне пристосування для фіксації: 1 – пластина з нержавіючої сталі; 2 – мідна вставка для збудження дуги на початку зварювання; 3 – поздовжні пази для зниження тепловідводу від зразка який зварюється; 4 – поздовжній паз з отворами для піддуву аргону до кореня шва; 5 – текстолітові притискні губки для закріплення зразка

склотекстоліту. На початок та кінець паза запресовані мідні вставки.

На вставки укладається передня кромка зразка для запобігання пропалювання в момент торкання дуги. На ній також виконується запалювання та стабілізація дуги.

Отримані результати.

Використання технологічної схеми зварювання II.

Встановлено, що при TIG-зварюванні в аргоні стабільне проплавлення зразків товщиною 0,2 мм дугою, яка вільно горить в аргоні, можливе на струмах 20...25 А та швидкостях не більше 16 м/год при $U_d = 12...13$ В. Зовнішній вигляд виконаних швів представлено на рис. 3. Ширина шва з лицьової сторони 2,0...3,0 мм, з зворотної – 1,5...2,0 мм.

При цьому видно, що при зміні зварювального струму від 20 до 24 А при постійних параметрах струму та напруги проплавлення нерівномірне по протяжності зразка. При цьому ширина шва змінюється в межах 1,5...2,3 мм. Подальше збільшення струму (більше 26 А) призводить до пропалювання металу (рис. 3). Аналогічна картина

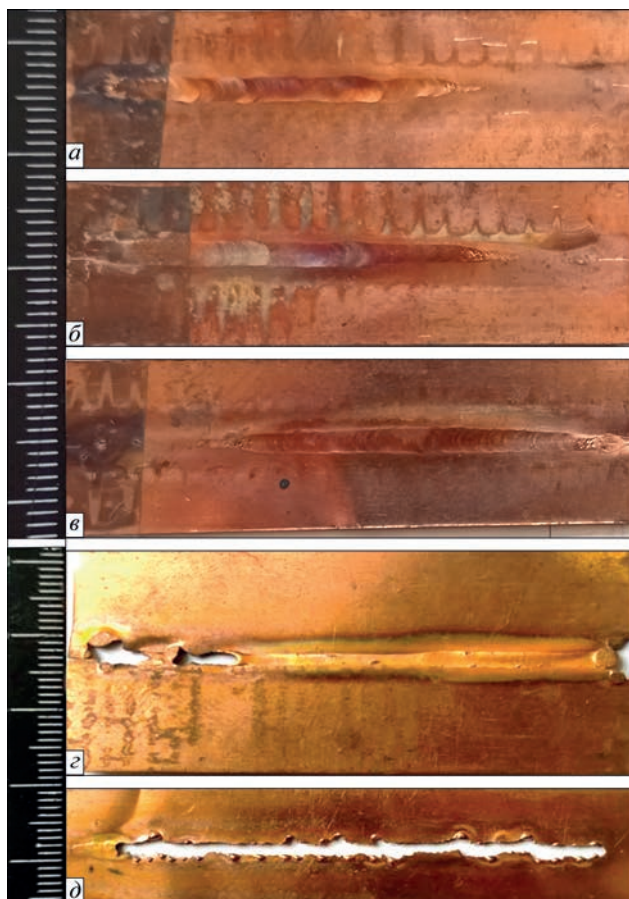


Рис. 3. Зовнішній вигляд зварних швів виконаних по технологічній схемі зварювання II при $I_{зв}$, А: а – 20; б – 22; в – 24; г – 27; д – 30

складається при підвищенні швидкості зварювання (струм та напруга – постійні величини). Також помічено, що по протяжності швів зі зворотної сторони, інколи відсутній провар.

Використання технологічної схеми зварювання I.

В режимі мікроплазмового зварювання (схема I) в якості плазмоутворюючого газу використовувався аргон з витратою 0,5 л/хв. Через баластний реостат РБ300 між соплом та електродом запалювалась чергова дуга $I_{\text{ч}} = 3,0$ А. Потім включалась подача захисного газу гелію, і при переході дуги на зразок встановлювався робочий режим $I_{\text{зв}} = 20$ А, $U_{\text{д}} = 15$ В. Максимальна швидкість зварювання, при якій забезпечувалось повне і рівномірне проплавлення, сягала 36 м/год. Слід зазначити, що в даному випадку зміна витрати захисного газу (гелію) не впливала на параметри дуги. Тим не менше перевага мікроплазмового процесу у порівнянні з TIG-зварюванням в аргоні очевидна через можливість виконання процесу на менших значеннях струму (20 А) і більших швидкостях зварювання (до 40 м/год). Зовнішній вигляд швів показано на рис. 4. При цьому геометричні розміри зварних швів однакові як з лицевої так і з зворотної сторони шва.



Рис. 4. Зовнішній вигляд зварних швів, виконаних по технологічній схемі зварювання I при $I_{\text{зв}}$, А: а – 20; б – 22; в – 24

Використання технологічної схеми зварювання III.

В практиці зварювання металів з високою теплопровідністю в якості захисного газу раціонально використовувати гелій або його суміші з аргонем [8], а також суміш аргону з воднем [5], що пов'язано з більш високою енергією гелієвої плазми у порівнянні з аргонною. Особливо це стосується міді та її сплавів товщиною металу більше 5 мм [7, 8].

Через більш високі значення потенціалу іонізації гелію у порівнянні з аргонем запалювання дуги в гелії ускладнене. Тому процес виконувався за наступною схемою: в осьовий канал первинно подавався аргон з витратою 0,3...0,5 л/хв і запалювалась дуга на встановлених вихідних параметрах: $I_{\text{зв}} = 15$ А, $U_{\text{д}} = 12$ В. Потім в осьовий та кільцевий канали подавався гелій, а подача аргону вимикалась. При цьому напруга на дузі зростала до 25...26 В. Далі виконувалось зварювання.

Слід зазначити, що витрати гелію при подачі у внутрішній (осьовий) канал не повинні перевищувати 0,5 л/хв, інакше відбувається різання зразка. Подача гелію у кільцевий канал – не більше 5 л/хв. За такою схемою на режимах $I_{\text{зв}} = 15$ А, $U_{\text{д}} = 28$ В максимальна швидкість зварювання складала 70...75 м/год, що перевищує показники мікроплазмового зварювання більше ніж у 2 рази. Зовнішній вигляд швів показано на рис. 5.



Рис. 5. Зовнішній вигляд зварних швів виконаних по технологічній схемі зварювання III при $V_{\text{зв}}$, м/год: а – 58; б – 70

Таблиця 2. Оптимальні режими зварювання із використанням різних процесів зварювання та розміри зварних з’єднань

Процес	Струм зварювання, А	Напруга, В	Швидкість зварювання, м/год	Середня ширина шва, мм	Середня ширина ЗТВ, мм
TIG зварювання в аргоні	25	8...10	15...16	2,0...3,0	2,0...2,5
Мікроплазмове зварювання в аргоні	20	12...15	35...36	2,0...2,5	1,5...2,0
TIG зварювання в гелії	15	25...26	70...72	1,4...1,6	1,0...1,5

В результаті проведених експериментів визначено оптимальні режими зварювання міді товщиною 0,2 мм для досліджуваних процесів (табл. 2).

Як видно з табл. 2, швидкість зварювання міді товщиною 0,2 мм підвищується в 2 рази при використанні мікроплазмового зварювання та майже в 5 разів вища при застосуванні TIG зварювання в гелії в порівнянні з TIG зварюванням в аргоні. Збільшення швидкості зварювання призводить до звуження зварного шва з 2,0...3,0 до 1,4...1,6 мм, а також зменшення ЗТВ з 2,0...2,5 до 1,0...1,5 мм.

Структура металу шва та ЗТВ досліджувалась на мікрошліфах поперечного перерізу (рис. 6). Як і на металі великих товщин, в зварних з’єднаннях міді товщиною 0,2 мм виявляються характерні зони: лита структура металу шва та зона рекристалізації. Особливістю макроструктури металу шва є наступне:

- конфігурація поперечного перерізу шва наближається до прямокутної форми;
- відсутня чітка межа між металом шва та зоною термічного впливу;
- кристаліти металу шва не мають чіткої орієнтації по ізотермам кристалізації.

Мікроструктура шва представляє собою сукупність рівновісних кристалітів з розміром зерна 4...8 мкм без чітко вираженої направленості кристалізації. Зона термічного впливу (зона рекристалізації) прослідковується в межах 1,0...1,5 мм. Чіткої межі лінії сплавлення не спостерігається. Розміри рівновісних зерен по мірі віддалення від осі шва зменшуються до 1...2 мкм.

При зварюванні в аргоні і гелії у швах однакової ширини не виявлено відмінностей в структурі. Дефектів в зварних швах у вигляді пор і тріщин не виявлено.

Мікротвердість металу шва і ЗТВ практично однакова – 693...695 МПа (при мікротвердості основного металу 932...958 МПа).



Рис. 6. Мікроструктура зварного з’єднання міді $\delta = 0,2$ мм, виконаного за технологічною схемою III

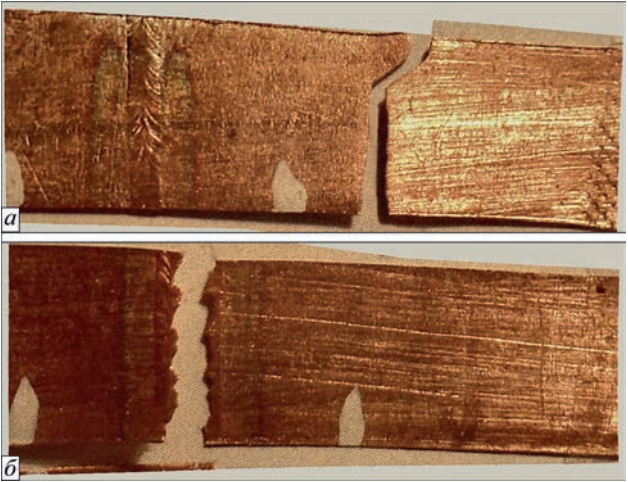


Рис. 7. Характер механічних руйнувань зварних з’єднань після механічних випробувань на розрив: а – по основному металу; б – по лінії сплавлення зварного шва з основним металом

Визначення механічних властивостей зварних з’єднань випробуванням на розрив (по 3 зразки зварених на оптимальних режимах на трьох досліджуваних технологічних схемах зварювання) показали, що тимчасовий опір розриву, у всіх досліджуваних зразках варіюється в межах – 172,0...182,6 МПа для основного металу та 154,6...165,9 МПа для зварного з’єднання. Руйнування відбувалося як по основному металу, так і по лінії з’єднання металу шва з основним металом. На рис. 7 показано характер руйнувань зразків при механічних випробувань на розрив. Слід відмітити, що характер руйнувань зразків однако-вий для всіх трьох досліджуваних технологічних схем зварювання. При цьому руйнування по лінії з’єднання металу шва з основним металом частіше відбувалось при аргонодуговому TIG-зварюванні, що пов’язано, на наш погляд, із перегрівом ЗТВ зварних швів та збільшенням її розмірів, про що свідчать дані табл. 2.

Висновки

Були проведені експерименти по зварюванню міді марки М1р товщиною 0,2 мм із застосуванням трьох технологічних схем зварювання.

Проведені дослідження показали, що при дуговому зварюванні тонколистового металу міді (товщиною 0,2 мм) слід віддавати перевагу використанню TIG-зварюванню в захисному газі – гелії.

Встановлено, що при застосуванні ТІГ-зварювання в гелії суттєво знижується величина зварювального струму (15 А) у порівнянні з мікроплазмовим зварюванням в аргоні (20 А) та ТІГ-зварюванням в аргоні (25 А). При цьому швидкість зварювання становить 70...72 м/год, що більше ніж у 2 рази в порівнянні з мікроплазмовим зварюванням та майже в 5 разів – з ТІГ-зварюванням в аргоні. Це призводить до зменшення ширини зварного шва та ширини ЗТВ. При ТІГ-зварюванні в гелії, на оптимальних режимах зварювання, ширина зварного шва становить 1,4...1,6 мм, ширина ЗТВ 1,0...1,5 мм. Слід також відмітити, що при гелієводуговому зварюванні знижується ймовірність пропалювання і досягається більш рівномірна геометрія зварного шва.

Визначено, що мікротвердість металу шва і ЗТВ практично однакова – 693...695 МПа. Мікротвердість основного металу становить 932...958 МПа. Тимчасовий опір розриву основного металу – 172,0...182,6 МПа; зварного з'єднання – 154,6...165,9 МПа.

Список літератури

1. Nunes, Faes, R., Meester, R.K., De Waele, S., Kubit, W., Andrzej (2022) Influence of welding parameters and surface preparation on thin copper-copper sheets welded by ultrasonic welding process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 123, 1–16. Doi: 10.1007/s00170-022-10164-9. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-022-10164-9>
2. Le Jeune Road, N.W. (1997) *Welding cooper and cooper alloys*. Miami: American welding society.

3. Патон Б.Е., Гвоздецкий В.С., Дудко Д.А. (1979) *Микроплазмовое зварювання*. Київ, Наукова думка.
4. Golański, D., Chmielewski, T.M., Skowrońska, B., Rochalski, D. (2018) Advanced Applications of Microplasma Welding. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, 5, 53–63. DOI: <https://doi.org/10.17729/ebis.2018.5/5>
5. Шнайдер Б.И., Погребницкий Д.М. (1973) О применении аргонводородной смеси при сварке сплавов на основе палладия. *Автоматическая сварка*, 1, 54–56.
6. ДСТУ ГОСТ 859:2003 Медь. Марки (ГОСТ 859-2001, IDT).
7. Гуревич С.М. (1990) *Справочник по сварке цветных металлов*. Киев, Наукова думка.
8. Ілюшенко В.М., Лукьянченко Е.П. (2013) *Сварка и наплавка меди и медных сплавов*. Киев, Международная ассоциация «Сварка».

References

1. Nunes, Faes, R., Meester, R.K., De Waele, S., Kubit, W., Andrzej (2022) Influence of welding parameters and surface preparation on thin copper-copper sheets welded by ultrasonic welding process. *The Int. J. of Advanced Manufacturing Technology*, 123, 1–16. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-022-10164-9>.
2. Le Jeune Road, N.W. (1997) *Welding cooper and cooper alloys*. Miami: AWS.
3. Paton, B.E., Gvozdetzky, V.S., Dudko, D.A. (1979) *Microplasma welding*. Kyiv, Naukova Dumka [in Ukrainian].
4. Golański, D., Chmielewski, T.M., Skowrońska, B., Rochalski, D. (2018) Advanced Applications of Microplasma Welding. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, 5, 53–63. DOI: <https://doi.org/10.17729/ebis.2018.5/5>
5. Shnajder, B.I., Pogrebitsky, D.M. (1973) On application of argon-hydrogen mixture in welding of palladium-based alloys. *Avtomatich. Svarka*, 1, 54–56 [in Russian].
6. DSTU GOST 859:2003 Copper. Grades GOST 859-2001, IDT).
7. Gurevich, S.M. (1990) *Handbook on welding of nonferrous metals*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
8. Ilyushenko, V.M., Lukyanchenko, E.P. (2013) *Welding and surfacing of copper and copper alloys*. Kyiv, IAW [in Russian].

SOME FEATURES OF NON-CONSUMABLE ELECTRODE WELDING OF COPPER OF SMALL THICKNESSES

A.M. Bondarenko, E.P. Lukyanchenko, T.B. Maidanchuk, D.M. Stepchenko

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

E-mail: pw_37@ukr.net

Products of thin-sheet copper are widely used in radio electronics, instrumentation, power engineering, etc. This article considers micro-plasma and TIG welding of copper with a thickness of 0.2 mm in argon and helium. As a result of the conducted research, it was established that in case of using helium as a shielding gas, the welding speed increases by more than 2 times compared to the microplasma process and by almost 5 times compared to TIG welding in argon. At the same time, the width of the weld and heat-affected zone (HAZ) decreases to 1.4...1.6 mm and 1.0...1.5 mm, respectively. Metallographic examinations of the welds did not reveal defects such as pores, cracks or lack of fusion. The weld microstructure consists of a set of equiaxed crystallites with a grain size of 4...8 μm without clearly expressed crystallization direction and with a smooth transition of the fusion line. The mechanical properties of the welded joints such as temporary resistance and microhardness were determined. Ref. 8, Fig. 7, Tab. 2

Key words: thin-sheet copper, microplasma welding, TIG welding, argon, helium, microstructure, mechanical properties

Отримано 26.02.2024

Отримано у переглянутому вигляді 03.04.2024

Прийнято 20.05.2024

ЗАВТОМАТИЧНЕ
ЗВАРЮВАННЯ

<https://patonpublishinghouse.com>

Передплата доступна
у друкованому та цифровому
форматах!
Підпишіться сьогодні.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВІ ОСОБЛИВОСТІ ПОШКОДЖУВАНOSTІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ ТЕС З ТЕПЛОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ (Огляд)

Leszek Chalko

Casimir Pulaski Radom University. ul. Malczewskiego 29, room 124, 26-600, Radom, Poland. E-mail: Leszek.chalko@uthrad.pl

Розглянуті особливості пошкоджуваності зварних з'єднань паропроводів, які тривалий час (понад 280 тис. год) експлуатуються в умовах повзучості та втоми. Встановлено, що пошкоджуваність, яка відбувається за механізмом повзучості та втоми, значною мірою залежить від структурно-фазового стану металу зварних з'єднань, який при довготривалому напрацюванні зварних з'єднань набуває відчутних змін. При збільшенні напрацювання зварних з'єднань в їх структурі утворюється, як складова, ферито-карбідна суміш. Наявність такої суміші сприяє прискоренню пошкоджуваності зварних з'єднань. Встановили залежність утворення ферито-карбідної суміші від вихідної структури зварних з'єднань і надали рекомендації стосовно отримання вихідної структури з покращеними якісними характеристиками, що доцільно для підвищення їх надійності та ресурсу. Бібліогр. 16, табл. 4, рис. 7.

Ключові слова: паропроводи, зварні з'єднання, теплостійкі сталі, структура, пошкоджуваність, надійність, ресурс, пори, втомні тріщини

Вступ. Зварні з'єднання паропроводів значною мірою визначають рівень надійності роботи енергоблоків теплових електричних станцій (ТЕС). Насамперед це зварні з'єднання паропроводів свіжої пари, гарячого промперегріву, а також паропроводів в межах котлоагрегатів. Метал зварних з'єднань характеризується наявністю структурної, хімічної та механічної неоднорідностей, що суттєво сприяє, при їх довготривалому напрацюванні в умовах повзучості, появі мікрodefektів і макрodefektів. Наявність таких defektів розглядається як відповідна пошкоджуваність зварних з'єднань [1–4]. Структурна неоднорідність, при зростанні терміну напрацювання зварних з'єднань збільшується, що приводить до зменшення опірності металу зварних з'єднань його деформуванню і пошкоджуваності.

Зазначимо, що криволінійні та згинні ділянки паропроводів (згини) також відносяться до найбільш пошкоджуючих. Проте механізми пошкоджуваності згинів і зварних з'єднань мають відмінні особливості, що зумовлює індивідуальний підхід до їх дослідження [5]. Також окремого вивчення потребує вплив на пошкоджуваність опірно-підвісної системи, стан трійників, арматури, а також умов експлуатації зварних з'єднань.

Обладнання ТЕС (в т. ч. паропроводи та їх зварні з'єднання) термін якого складає 35–45 років доцільно використовувати до 60–65 років (близько 350 тис. год). Саме така експлуатація ТЕС, які старіють, потребує в 3,0...3,5 разів менших витрат ніж їх заміна на нові. І тому необхідний індивідуальний контроль металу зварних з'єднань паропроводів, як однієї з найбільш пошкоджуючих

складових енергоблоків ТЕС.

Мета роботи. Проаналізувати особливості впливу структурно-фазового стану на пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів, які працюють понад 280 тис. год в умовах повзучості та втоми.

Особливості методики та методи дослідження. Метал паропроводів зі сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф, особливо їх зварних з'єднань, після напрацювання в умовах повзучості понад 280 тис. год зазнає поступової деградації. І тому для визначення надійності роботи паропроводів, а також їх залишкового ресурсу, доцільно проводити відповідні комплексні дослідження. Такі дослідження слід проводити спільно з досвідченими спеціалістами ТЕС і енергосистем. Для вирішення дослідницьких задач необхідно вирізати зразки для шліфів з діючих паропроводів, в місцях їх найбільш можливого пошкодження. Дослідження таких шліфів дозволяє більшою мірою визначати реальний структурно-фазовий стан металу зварних з'єднань, а також їх експлуатаційні властивості [1–3, 6–9]. Для досліджень використовують методи мікроструктурного, електронно-мікроскопічного і мікрорентгеноспектрального аналізів, а також рентгенографічний метод. Вивчення механізмів утворення пор повзучості і тріщин втоми проводять з використанням оптичної і електронної мікроскопії [4–9]. Шляхом використання фотометрії, а також за рентгенограмами, визначають відповідно кількісний склад і структуру карбідів M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, Mo_2C і VC , узагальнюють їх форму і вигляд, що дозволяє підвищити точність визначення типу кар-

бідів. Використання оптичної мікроскопії дозволяє визначити величину бейнітних, феритних, сорбітних, троститних і перлітних зерен, а також зерен аустеніту. Випробування на повзучість і довготривалу міцність необхідні для визначення надійності та ресурсу зварних з'єднань.

Доцільно для теоретичного і практичного вирішення наведених задач використовувати відповідний математичний апарат [10, 11] стосовно моделювання температурного режиму процесу зварювання. Шляхом урахування одержаних результатів доцільно оптимізувати параметри режиму зварювання, що дозволить отримати зварні з'єднання з підвищеними якісними показниками їх вихідної структури [12, 13]. Водночас моделювання дозволяє уточнити особливості процесу проходження повзучості та втоми в металі зварних з'єднань шляхом співставлення одержаних результатів з показниками їх властивостей [8, 9, 13].

Результати та їх обговорення. Для виготовлення діючих паропроводів використовували переважно сталі 12Х1МФ і 15Х1М1Ф. Паропроводи в яких спостерігається відповідно найбільша пошкоджуваність після їх напрацювання понад 280 тис. год, експлуатуються в нормативно-рекомендованих умовах: при температурі 545 °С і тиску 25,5 МПа. В

процесі роботи паропроводів можливі їх короточасні перегріву до 585 і навіть до 600 °С (аварійний викид пару).

Легуючі елементи хром, молібден і ванадій, що входять до наведених сталей надають їм відповідні фізичні та механічні властивості. Частково наведені елементи легують зерна α -фази (ферит, бейніт відпуску, сорбіт, тростит), а частково входять до складу карбідів M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, VC і Mo_2C , що забезпечує дисперсійне зміцнення сталей. Зварні з'єднання зі сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф піддаються обов'язковому післязварювальному відпуску, який забезпечує: зміцнення металу шля-

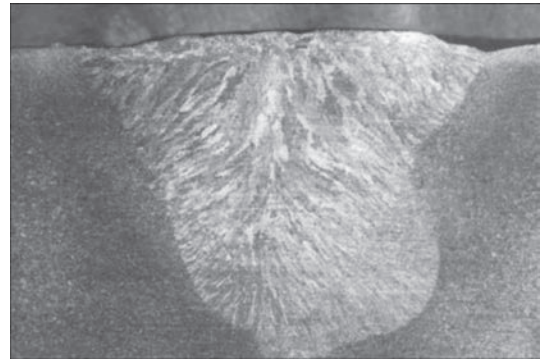


Рис. 1. Макроструктура ($\times 2,1$) зварного з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф

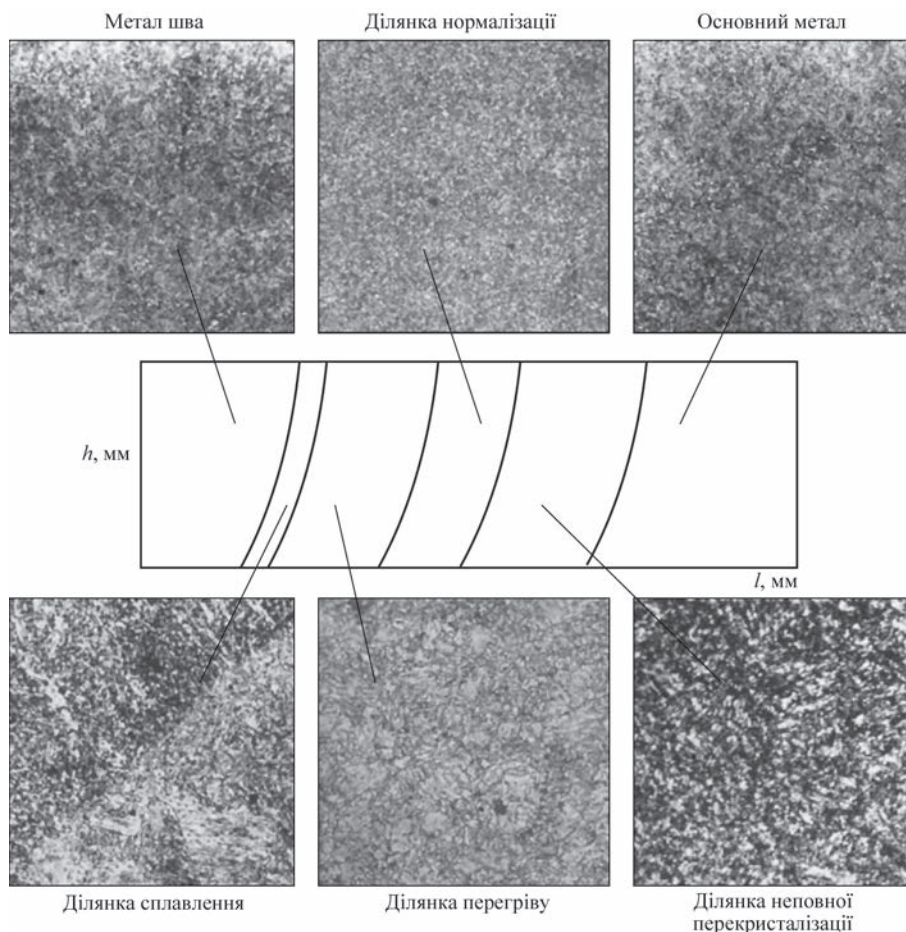


Рис. 2. Мікроструктура ($\times 100$) зварного з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф

хом виділення в достатній кількості дисперсних карбідів VC і Mo₂C; зняття зварювальних напружень; субструктурне зміцнення; термічну стабільність зміцненого стану; необхідні експлуатаційні властивості.

Макроструктура зварних з'єднань характеризується наявністю трьох характерних областей, рис. 1: основний метал, що не зазнав впливу зварювального нагріву; метал шва; зона термічного впливу.

Метал шва (рис. 2) представляє суміш наплавленого електродного металу і частково розплавленого основного металу з'єднання, що виготовляється.

Процес кристалізації розплавленого металу починається від частково оплавлених зерен α-фази. Напрям зростання кристалів в структурі металу шва узгоджується з тепловідведенням. Зварювання на оптимізованих параметрах режиму товстостінних паропровідних труб запобігає утворенню відносно крупних феритних зерен на ділянках сплавлення і перегріву ЗТВ (рис. 2) [10–12]. Також не допускається формування локально згрупованих ліквацийних виділень на бокових поверхнях кристалів. Водночас відбувається формування дрібнозернистої, розорієнтованої структури (див. рис. 2). На макрошліфах (див. рис. 1) чітко спостерігається наявність рельєфу кожного шару. Зварювання без підігріву не забезпечує формування необхідної кількості карбідів VC і Mo₂C в металі шва, що сприяє зниженню його властивостей і приводить до прискорення пошкоджуваності [1–4]. Хімічний склад металу шва відрізняється від хімічного складу основного металу, наприклад, при механізованому зварюванні в середовищі CO₂ + Ar (відповідно 50 та 50 %) паропроводів зі сталі 15X1M1Ф (табл. 1) з використанням електродного дроту марки СВ-09ХМФА (табл. 2), хімічний склад металу шва (табл. 3).

Зона термічного впливу представляє область основного металу (див. рис. 2) в якій під впливом зварювального нагрівання сформувалась структура, що відрізняється від структур основного металу і металу шва. Відповідно і механічні вла-

стивості також характеризуються наявністю відмінностей (рис. 3).

Ширина ЗТВ зварних з'єднань паропроводів складає близько 4,3...5,4 мм і чітко спостерігається на макро- та мікрошліфах. Таке спостереження дає можливість визначити присутність у ЗТВ нормативно не рекомендованих структур [1, 2], а також наявність структур, наприклад, перліту, які при напрацюванні зварних з'єднань понад 280 тис. год допускають прискорене пошкодження.

Метал ділянки сплавлення ЗТВ (див. рис. 2) нагрівається в інтервалі температур $T_L - T_S$, її ширина в зварних з'єднаннях, виготовлених з використанням нормативно-рекомендованих і оптимальних параметрів режиму, складає 0,1...0,2 мм. На даній ділянці активно проходять дифузійні процеси, що сприяє можливому, при підвищених параметрах режиму, утворенню крупних аустенітних і феритних зерен [3, 13].

Структура ділянки перегріву (див. рис. 2) формується під впливом зварювального нагрівання в інтервалі температур $T_L - 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ (близько). Ши-

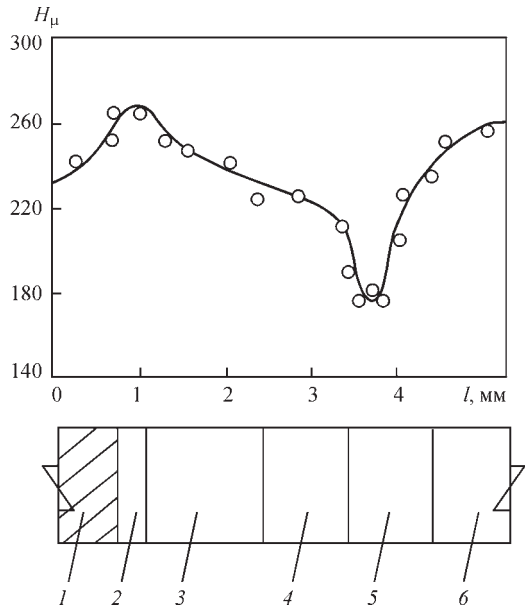


Рис. 3. Мікротвердість зварного з'єднання зі сталі 12X1M1Ф після напрацювання 290 тис. год: 1 – метал шва; 2 – ділянка сплавлення; 3 – ділянка перегріву; 4 – ділянка нормалізації; 5 – ділянка неповної перекристалізації; 6 – основний метал [3]

Таблиця 1. Хімічний склад сталі 15X1M1Ф, мас. %

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Cu	S	P
						не більше			
0,10...0,16	0,17...0,37	0,40...0,70	1,10...1,40	0,90...1,10	0,20...0,35	0,25	0,25	0,025	0,025

Таблиця 2. Хімічний склад електродного дроту марки СВ-09ХМФА, мас. %

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	S	P
0,09	0,20	0,45	1,0	0,15	0,60	0,25	0,020	0,020

Таблиця 3. Хімічний склад металу шва, мас. %

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	S	P
0,09	0,15	0,30	1,0	0,60	0,21	0,019	0,019

рина ділянки складає 1,2...1,8 мм. При довготривалій витримці вище A_{c_3} на даній ділянці можуть утворюватися крупні аустенітні зерна (бал 3–5 ДСТУ 8972:2019), що спостерігається в зварних з’єднаннях товстостінних паропровідних труб, наприклад, паропроводів свіжої пари (діаметр 630 мм, товщина стінки 60 мм).

Ділянка нормалізації підлягає зварювальному нагріванню в інтервалі температур 1150 °С (близько) – A_{c_3} . Її ширина складає 0,9...1,1 мм. Структура ділянки дрібнозерниста. Механічні властивості ділянки є більш високими ніж аналогічні властивості інших ділянок ЗТВ, а пошкоджуваність є відповідно меншою.

Структура ділянки неповної кристалізації ЗТВ (рис. 4) формується під впливом зварювального нагрівання в інтервалі температур A_{c_1} – A_{c_3} . Ширина ділянки складає приблизно 2,1...2,3 мм. Зварювальне нагрівання забезпечує часткове утворення аустенітних зерен. Повного перетворення $\alpha \rightarrow \gamma$ не відбувається. І відповідно швидкості охолодження після зварювання, внаслідок $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення, може утворюватися перліт, сорбіт або троостит, що загалом підсилює структурну неоднорідність. Особливо небажаною є перлітна складова. Наявність якої сприяє прискоренню процесу перефор-

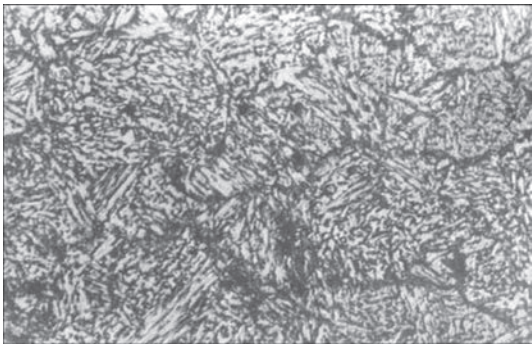


Рис. 4. Мікроструктура (×300) ділянки неповної кристалізації ЗТВ зварного з’єднання зі сталі 15Х1М1Ф [6]

мування вихідної структури у ферито-карбідну суміш. Такий процес проходить при довготривалому напрацюванні зварних з’єднань в умовах повзучості.

Структурно-фазові перетворення в металі зварних з’єднань, внаслідок яких утворюється ферито-карбідна суміш, значною мірою залежать від їх вихідної структури. Наявність такої суміші сприяє зниженню механічних властивостей і зростанню пошкоджуваності зварних з’єднань. Наприклад, показники міцності знижуються на 10...15 %, а ударна в’язкість на 15...20 [8, 13]. Показники довготривалої міцності та повзучості також залежать від структурно-фазового стану сталей паропроводів. Так сталі 12Х1МФ і 15Х1М1Ф, які мають ферито-бейнітну, ферито-сорбітну, ферито-карбідну і сорбіто-трооститну структури характеризуються розкидом довготривалої міцності до 37 % [1, 4, 8].

При довготривалому напрацюванні зварних з’єднань в умовах повзучості та втоми, їх пошкоджуваність залежно від структурно-фазового стану суттєво збільшується. І тому доцільним є класифікація залежності зростаючої пошкоджуваності від особливостей, які характеризують її утворення (табл. 4). Заслугує окремого розгляду вплив на пошкоджуваність конструкторського, технологічного і експлуатаційного факторів [1–2, 4, 14–21].

Особливістю пошкоджуваності зварних з’єднань за механізмом повзучості є переважне утворення пор на границях зерен в місцях контакту коагулюючих карбідів з зернами α -фази. Наведена пошкоджуваність більшою мірою в зварних з’єднаннях проходить на ділянці неповної перекристалізації їх ЗТВ, чому сприяє наявність перлітних складових в її структурі (див. рис. 4). Саме ця ділянка характеризується найбільшим серед інших ділянок знеміцненням, а її ударна в’язкість відповідно є більш низькою.

Таблиця 4. Класифікація пошкоджуваності зварних з’єднань із сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф стосовно їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості та втоми

Металографічна ознака	Область пошкоджуваності	Термін напрацювання, тис. год	Причина пошкоджуваності
Пошкоджуваність за механізмами повзучості і втоми			
Стадія I Наявність пор по границях зерен, в місцях контакту зерен з коагулюючими карбідами, а також по тілу зерен	ЗТВ	> 250000	Структурно-фазовий, експлуатаційний, технологічний, конструкторський
Стадія II Наявність ланцюжків пор по границях зерен і пор по тілу зерен	ЗТВ Метал шва	> 280000	Структурно-фазовий, технологічний
Пошкоджуваність за механізмом втоми			
Наявність втомно-корозійних тріщин, які мають сітковий та ниткоподібний вигляд	ЗТВ Метал шва	> 270000	Експлуатаційний, структурно-фазовий, технологічний
Втомні трансформізаційні тріщини викликані циклічними механічними навантаженнями в умовах повзучості	ЗТВ Метал шва	> 280000	Структурно-фазовий, технологічний, експлуатаційний

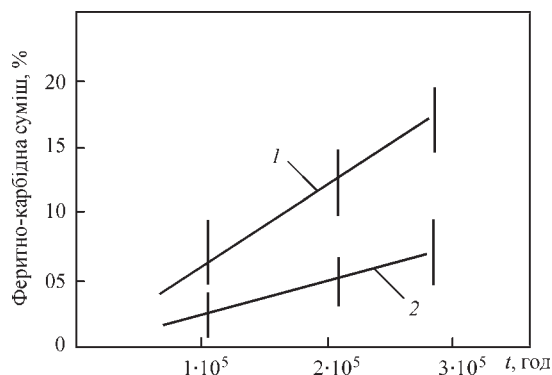


Рис. 5. Залежність утворення феритно-карбідної суміші на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ від наявності структурних складових: 1 – перекристалізованого перліту; 2 – сорбіту. Зварне з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф

Також на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ з більшою швидкістю проходить перетворення вихідної структури у ферито-карбідну суміш (рис. 5).

В металі зварних з'єднань, які довготривало працюють в умовах повзучості перетворення вихідної структури у ферито-карбідну суміш, забезпечують наступні фізико-хімічні процеси:

1. Самодифузія легуючих елементів і утворення сегрегацій по границях зерен.
2. Коагуляція карбідів, переважно $M_{23}C_6$.
3. Карбідні реакції $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$.
4. Переміщення дислокацій шляхом ковзання і переповзання, а також накопичення і анігіляція дислокацій.

5. Утворення вакансій, які шляхом злиття, перетворюються у мікронесуцільності і далі в зародкові пори (рис. 6). Пори збільшуються за розмірами, їх кількість зростає, і пори перетворюються в тріщини повзучості.

Наведені процеси значною мірою залежать від вихідної структури зварних з'єднань і тому з різною швидкістю проходять на ділянках ЗТВ. Наприклад, їх швидкість на ділянці неповної перекристалізації, через наявність зерен перекристалізованого перліту, є більшою ніж на інших ділянках ЗТВ (див. рис. 4). Деформація цієї ділянки значно перевищує деформацію інших ділянок ЗТВ, а також металу шва і основного металу [3, 8]. Відповідно і пошкоджуваність металу даної ділянки є більшою (рис. 6). На ділянках сплавлення і перегріву, стосовно напрацювання зварних з'єднань понад 280 тис. год швидкість даних процесів також набуває прискорення, що пов'язано з присутністю крупних аустенітних зерен і потребує окремого дослідження. Загалом проходження розглянутих процесів на ділянках ЗТВ є більш інтенсивним ніж в металі шва і в основному металі.

Утворення, в умовах повзучості втомних тріщин в металі зварних з'єднань паропроводів і еле-

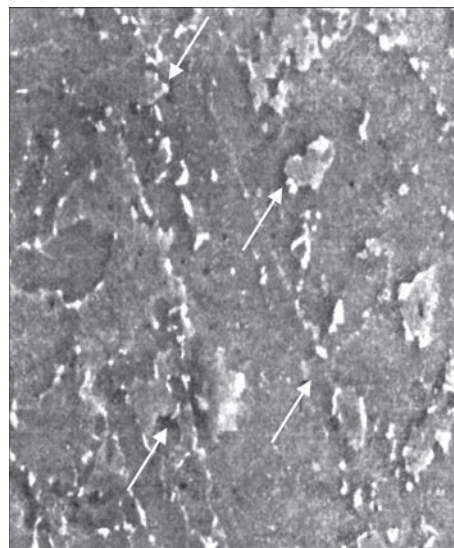


Рис. 6. Зародкові мікропори повзучості (стрілки) в металі зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ. Ресурс 280 тис. год

ментів їх систем, обумовлено дією змінних напружень. Такі тріщини, при напрацюванні зварних з'єднань понад 280 тис. год, утворюються на ділянках конструкторських і технологічних концентраторів напружень. А саме біля підкладних кілець стикових зварних з'єднань, в місцях контакту трубних елементів різних товщин, від підрізів, непроварів, кристалізаційних тріщин та ін. дефектів (рис. 7). При напрацюванні зварних з'єднань понад 280 тис. год спектр їх утворення розширюється. Наприклад, тріщини починають утворюватися на ділянці сплавлення ЗТВ стикових і кутових зварних з'єднань. Загалом розвиток втомних тріщин протікає за механізмом термічної втоми, чому сприяє термічна і корозійна складові даного механізму. Також сприяє розвитку втомних тріщин проходження фізико-хімічних процесів в умовах повзучості. Термічна втома призводить до утворення видовжених, з можливим розгалуженням, тріщин. Залежно від структурного стану і термічних напружень тріщини можуть бути одиничними, а також мати вигляд локального сіткового розтріскування. Корозійно-втомні тріщини переважно започатковуються на внутрішній поверхні паропроводів. Їх розвитку сприяє наявність зварювальних дефектів, а також дефектів технологічного походження.

Тріщини втоми, що зумовлені циклічними механічними навантаженнями утворюються і набувають розвитку від зовнішньої поверхні зварних з'єднань (див. рис. 7). Утворюються такі тріщини і в місцях контакту трубних елементів різних товщин.

За результатами статичного аналізу на масиві 50 зварних з'єднань, які відпрацювали в умовах повзучості понад 280 тис. год, встановили загальну залежність пошкоджуваності їх металу від про-

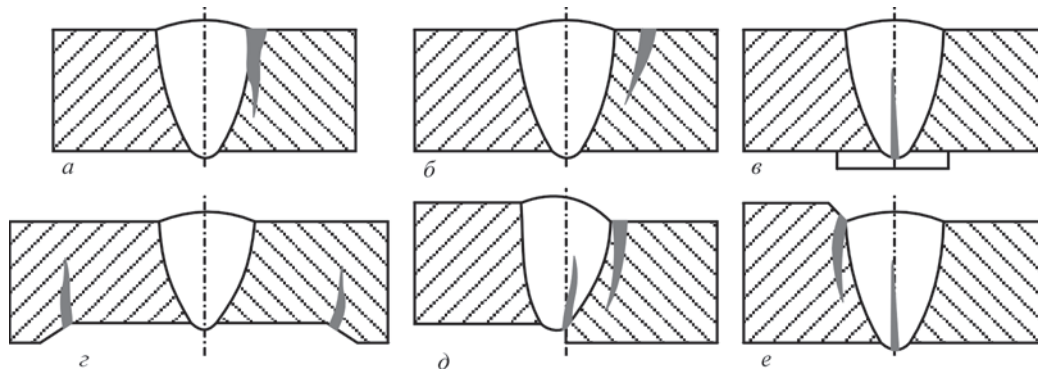


Рис. 7. Типові пошкодження зварних з'єднань паропроводів: а – тріщина повзучості на ділянці сплавлення ЗТВ; б – тріщина повзучості на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ; в – тріщина втоми в корені шва біля підкладного кільця; г – тріщина втоми в місцях контакту трубних елементів різних товщин; д – тріщина втоми при зміщенні паропроводних труб, що зварюються встик; е – тріщина втоми в зварних з'єднаннях різних товщин

яву наступних чинників: при підвищенні температури понад 545 °С (наприклад, аварійний викид пари) пошкоджуваність стрімко зростає; пошкоджуваність залежить від структурно-фазового стану і наявності вихідних дефектів. Близько 75...89 % пошкоджень від її загальної кількості відбувається на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ (м'якому прошарку), а також на ділянці перегріву, де зерна аустеніту є крупними (3–5 балів). Пошкоджуваність, яка зумовлена проявом вихідних дефектів, складає близько 20...25 % від її загальної кількості.

Для визначення надійності та залишкового ресурсу зварних з'єднань паропроводів, при їх напрацюванні понад 280 тис. год доцільно знати динаміку залежності пошкоджуваності їх металу від розглянутих особливостей.

Висновки

1. Встановили, що при напрацюванні зварних з'єднань паропроводів понад 280 тис. год в умовах повзучості їх структурно-фазовий стан є переважно основним чинником, який приводить до пошкоджуваності зварних з'єднань за механізмом повзучості.

2. Визначили, що виготовлення зварних з'єднань паропроводів на оптимізованих параметрах режиму дозволяє отримати на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, як складові перекристалізації, сорбіт або троостит і запобігти утворенню перліту.

3. Запропонували систематизацію фізико-хімічних процесів, які проходять в металі зварних з'єднань, що довготривало працюють в умовах повзучості і втоми. Наявність такої систематизації є необхідною для досліджень особливостей окремих процесів, що доцільно для розробки нових сталей.

4. Виявили, що швидкість утворення ферито-карбідної суміші у структурі довготривало працюючих зварних з'єднань залежить від наявності перлітної складової в їх структурі. Швидкість утворення такої суміші можна зменшити шляхом

отримання зварних з'єднань з покращеними показниками їх вихідної структури.

Список літератури

1. СОУ-Н МПЕ 40.1.17.401 (2004) *Контроль металу і продовження терміну експлуатації основних елементів котлів, турбін і трубопроводів теплових електростанцій. Типова інструкція*. ДонОРГРЕС. Київ, ОЕП «ГРІФРЕ».
2. СОУ-Н ЕЕ 39.502 (2008) *Експлуатація трубопроводів теплових електростанцій. Типова інструкція*. ДонОРГРЕС.
3. Дмитрик В.В., Касьяненко І.В., Крахмальов О.В. (2021) Структурно-фазовий стан і пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів теплових електростанцій. *Вісник НТУ «ХПІ». Серія: Енергетичні та теплотехнічні процеси й устаткування*, 4 (8), 56–63. DOI: <https://doi.org/10.20998/2078-774X.2021.04.09>
4. Banis, A., Duran, E.H., Bliznuk, V. et al. (2019) The effect of ultra-fast heating on the microstructure, grain size and texture evolution of a commercial low-C, medium-Mn DP steel. *Metals*, 9(8), 877. DOI: <https://doi.org/10.3390/met9080877>
5. Студент О., Кречковська Г., Бабій Л. (2013). Вплив теплових змін під час експлуатації парогонів ТЕС на статичну тріщиностійкість сталі 15Х1М1Ф. *Вісник Тернопільського національного технічного університету*, 72, 4, 199–206.
6. Дмитрик В.В., Гаращенко О.С., Берднікова О.М. (2022) Визначення структурно-фазового стану зварних з'єднань із теплостійких перлітних сталей використанням удосконаленого методу аналізу. *Автоматичне зварювання*, 6, 11–16. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2022.06.02>
7. Novotny, J., Honzikova, J., Pilous, V. et al. (2015) Properties of welded joints in power plant. *Manufacturing technology*, 15(6), 1028–1032. DOI: <https://doi.org/10.21062/ujep/x.2015/a/1213-2489/MT/15/6/1028>
8. Дмитрик В.В., Касьяненко І.В., Латинін Ю.М. (2021) Структурний стан і пошкоджуваність металу зварних з'єднань паропроводів. *Автоматичне зварювання*, 9, 1–5. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2021.09.06>
9. Дмитрик В.В., Глушко А.В., Григоренко С.Г. (2016) Особливості порообразовання в сварних з'єднаннях паропроводів в умовах довготривалої експлуатації. *Автоматична сварка*, 9, 56–60. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2016.09.11>
10. Дмитрик В.В., Калиниченко В.И. (2002) Численные решения краевых задач теории электродуговой сварки на основе схемы Галеркина. *Доповіді національної академії наук України*, 5, 101–108.
11. Дмитрик В.В., Глушко А.В., Туренко М.І. та ін. (2018) Моделювання зварювального нагріву виготовляємих з'єднань енергетичного обладнання. *Вісник НТУ «ХПІ». Серія: Інноваційні технології та обладнання обробки матеріалів у машинобудуванні та металургії*, 41 (1318), 24–29.
12. Дмитрик В.В. (2000) Моделирование структуры сварных соединений теплоустойчивых перлитных сталей. *Автоматическая сварка*, 4, 27–30.
13. Glushko, A. (2016) Researching of welded steam pipe joints operated for a long time. *Eastern-european journal of*

- enterprise technologies, 6, 1(84), 14–20. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2016.85852>
14. Kasatkin, O.G., Tsaryuk, A.K., Skulsky, V.Yu. et al. (2010) Peculiarities of technology of welding pipelines of dissimilar steels in nuclear power engineering. *The paton welding J.*, 1, 35–37.
 15. Skulsky, V.Yu., Tsaryuk, A.K., Gavrik, A.R. et al. (2016) Selection of modes of high-temperature tempering of heat-resistant steel welded joints made by electrodes thermit MTS616. *The paton welding J.*, 9, 47–50. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwg2016.09.10>
 16. Skulsky, V.Yu., Zhukov, V.V., Nimko, M.A. et al. (2016) Evaluation of susceptibility to temper brittleness of heat-resistant steels using high-temperature testing. *The paton welding J.*, 2, 22–27. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwg2016.02.04>
 17. Скульский В.Ю., Царюк А.К., Моравецкий С.И. (2009) Оценка склонности сварных соединений теплоустойчивой хромистой мартенситной стали к образованию трещин при термической обработке. *Автоматическая сварка*, 1, 5–9.
 18. Скульский В.Ю., Царюк А.К. (2004) Новые теплоустойчивые стали для изготовления сварных узлов тепловых энергоблоков (Обзор). *Автоматическая сварка*, 4, 35–40.
 19. Скульский В.Ю. (2006) Особенности образования δ -феррита на границе сплавления при сварке теплоустойчивой хромистой мартенситной стали. *Автоматическая сварка*, 11, 17–25.
 20. Царюк А.К. (1999) Сварка поверхности нагрева топков энергетических котлов (Обзор). *Автоматическая сварка*, 1, 34–40.
 21. Gevorkyan, E., Prikhna, T., Vovk, R. et al. (2021) Sintered nanocomposites ZrO₂-WC obtained with field assisted hot pressing. *Composite Structures*, 259. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.113443>
 - analysis method. *Avtomatych. Zvar.*, 6, 11–16. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2022.06.02>
 7. Novotny, J., Honzikova, J., Pilous, V. et al. (2015) Properties of welded joints in power plant. *Manufacturing Technology*, 15(6), 1028–1032. DOI: <https://doi.org/10.21062/ujep/x-2015/a/1213-2489/MT/15/6/1028>
 8. Dmytryk, V.V., Kasyanenko, I.V., Latynin, Yu.M. (2021) Structural state and damage of welded joint metal of steam pipelines. *Avtomatych. Zvar.*, 9, 1–5. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2021.09.06>
 9. Dmytryk, V.V., Glushko, A.V., Grigorenko, S.G. (2016) Features of pore formation in welded joints of steam lines in long-term operation. *The Paton Welding J.*, 9, 51–54. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.09.11>
 10. Dmytryk, V.V., Kalinichenko, V.I. (2002) Numerical solutions of boundary problems of electric arc welding based on Galerkin scheme. *Dopovidi NANU*, 5, 101–108 [in Russian].
 11. Dmytryk, V.V., Glushko, A.V., Turenko, M.I. et al. (2018) Simulation of welding heating of produced power equipment joints. *Visnyk NTU KhPI. Series: Innovative technologies and equipment for treatment of materials in mechanical engineering and metallurgy*. 41 (1318), 24–29 [in Ukrainian].
 12. Dmytryk, V.V. (2000) Structure of welded joints from low-alloyed heat resistant Cr-Mo-V pearlitic steels (2000) *The Paton Welding J.*, 4, 27–30.
 13. Glushko, A. (2016) Researching of welded steam pipe joints operated for a long time. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, 6, 1(84), 14–20. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2016.85852>
 14. Kasatkin, O.G., Tsaryuk, A.K., Skulsky, V.Yu. et al. (2010) Peculiarities of technology of welding pipelines of dissimilar steels in nuclear power engineering. 1, 35–37.
 15. Skulsky, V.Yu., Tsaryuk, A.K., Gavrik, A.R. (2016) Selection of modes of high-temperature tempering of heat-resistant steel welded joints made by electrodes thermit MTS616). *The Paton Welding J.*, 9, 47–50. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.09.10>
 16. Skulsky, V.Yu., Zhukov, V.V., Nimko, M.A. et al. (2016) Evaluation of susceptibility to temper brittleness of heat-resistant steels using high-temperature testing. *The Paton Welding J.*, 2, 22–27. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwg2016.02.04>
 17. Skulsky, V.Yu., Tsaryuk, A.K., Moravetsky, S.I. (2009) Evaluation of susceptibility of welded joints of heat-resistant chromium martensitic steel to cracking at heat treatment. *The Paton Welding J.*, 1, 2–5.
 18. Skulsky, V.Yu., Tsaryuk, A.K. (2004) New heat-resistant steels for manufacture of weldments in heat power units (Review). *The Paton Welding J.*, 4, 35–40.
 19. Skulsky, V.Yu. (2006) Features of δ -ferrite formation on the fusion boundary in welding heat-resistant chromium martensitic steel. *The Paton Welding J.*, 11, 13–16.
 20. Tsaryuk, A.K. (1999) Welding of heating surface of power boiler furnaces (Review). *Avtomatich. Svarka*, 1, 34–40 [in Russian].
 21. Gevorkyan, E., Prikhna, T., Vovk, R. et al. (2021) Sintered nanocomposites ZrO₂-WC obtained with field assisted hot pressing. *Composite Structures*, 259. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.113443>

References

1. SOU-N MPE 40.1.17.401 (2004) *Metal control and extension of the service life of the main elements of boilers, turbines and pipelines of thermal power plants. Standard instruction*. DonORGRES. Kyiv, OEP GRIFRE [in Ukrainian].
2. SOU-N EE 39.502 (2008) *Operation of pipelines of thermal power plants. Standard instruction*. DonORGRES [in Ukrainian].
3. Dmytryk, V.V., Kasyanenko, I.V., Krakhmalyov, O.V. (2021) Structural-phase state and damage of welded joints of steam pipelines of thermal power plants. *Visnyk NTU KhPI. Series: Power and thermotechnical processes and equipment*, 4 (8), 56–63 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.20998/2078-774X.2021.04.09>
4. Banis, A., Duran, E.H., Bliznuk, V. et al. (2019) The effect of ultra-fast heating on the microstructure, grain size and texture evolution of a commercial low-C, medium-Mn DP steel. *Metals*, 9(8), 877. DOI: <https://doi.org/10.3390/met9080877>
5. Student, O., Krechkovska, G., Babii, L. (2013) Influence of heat changes during operation of steam pipelines of thermal power plants on static crack resistance of 15Kh1M1F steel. *Visnyk Ternopil. NTU*, 72(4), 199–206 [in Ukrainian].
6. Dmytryk, V.V., Garashchenko, O.S., Berdnikova, O.M. (2022) Determination of structural-phase state of welded joints from pearlitic heat-resistant steels using the improved

STRUCTURAL-PHASE CHARACTERISTICS OF DAMAGE TO WELDED JOINTS OF TPP STEAM PIPELINES FROM HEAT-RESISTANT STEELS

Leszek Chalko

Uniwersytet Radomski im. Kazimierza Pułaskiego¹, room 124, 29 ul. Malczewskiego, 26-600, Radom, Poland.

E-mail: Leszek.chalko@uthrad.pl

The paper considers the peculiarities of damage to welded joints of steam pipelines that have been operated for a long time (more than 280 thousand hours) under creep and fatigue conditions. It is established that the damage caused by creep and fatigue depends to a large extent on the structural and phase state of the metal of welded joints, which changes considerably during their long-term operation. With longer service life of welded joints, a ferrite-carbide mixture forms in their structure as one of the components. The presence of such a mixture contributes to acceleration of damage of welded joints. The dependence of formation of the ferrite-carbide mixture on the initial structure of welded joints was established, and recommendations were given for producing an initial structure with improved quality characteristics, which is advisable for increasing their reliability and service life.

Keywords: steam pipelines, welded joints, heat-resistant steels, structure, damage, reliability, service life, creep pores, fatigue cracks

Отримано 01.03.2024

Отримано у переглянутому вигляді 08.04.2024

Прийнято 27.05.2024

ОСОБЛИВОСТІ РУЙНУВАННЯ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК З КИСНЕВО-КОНВЕРТОРНОЇ СТАЛІ К76Ф

В.І. Швець, Л.М. Капітанчук, І.В. Зяхор, О.В. Дідковський, Є.В. Антіпін

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича 11. E-mail: zyakhor2@ukr.net

Досліджено поверхні зламів рейкової сталі К76Ф після випробувань на статичний згин зварних стиків рейок, виконаних контактним стиковим зварюванням опалвленням. Стики рейок окремих партій руйнувалися по основному металу або зоні термічного впливу. Показано, що на ділянках темного кольору овальної форми має місце руйнування по плівці оксиду заліза. Формування плівок відбувається в результаті опалвлення та розповсюдження структурними границями включень оксиду заліза імовірно в термодформаційних умовах обтискного цеху на стадії виробництва блюмінгів. Утворення скупчень оксидів заліза відбувається при кристалізації залишкового розплаву в зливках сталі та є свідченням недостатнього ступеня розкислення рейкової сталі та фактором зниження її якості. Бібліогр. 12, табл. 1, рис. 10.

Ключові слова: рейкова сталь К76Ф, розкислення, контактнo-стикове зварювання, оксид заліза

Вступ. В даний час для виплавки рейкової сталі переважно використовується киснево-конверторний спосіб. У порівнянні з мартенівським він відрізняється більш високою продуктивністю, меншими капітальними витратами, більш сприятливими умовами для механізації та автоматизації виробничих процесів, поєднанням процесу виплавки сталі з безперервним розливанням. Суть киснево-конверторного способу полягає у продуванні в агрегаті-конверторі рідкого чавуну киснем. Під дією кисню окислюються і виводяться з розплаву домішки чавуну, такі як марганець, кремній і, насамперед, вуглець.

В АТ «Укрзалізниця» використовуються рейки типу Р65 марки К76Ф конверторного виробництва, загартовані з індукційного нагрівання по всій довжині поверхні катання та бічних граней [1]. Результати кваліфікаційних випробувань показали, що розроблена технологія виготовлення рейок забезпечувала відповідність їх властивостей вимогам нормативних документів [2]. Для з'єднання рейок при спорудженні залізничних колій застосовувалась технологія контактного стикового зварювання, яка була розроблена в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України та успішно використовується на практиці [3, 4].

При випробуванні на статичний механічний згин руйнування з'єднань рейок зазвичай відбувається по стику. З'єднання рейок окремих партій руйнувалися по основному металу або зоні термічного впливу. При візуальному контролі на поверхні зламів виявлені ділянки овальної форми, які завдяки особливостям рельєфу мали темний колір. В роботі ці ділянки визначені як «овальні плями» (ОП) (рис. 1). ОП, які були зародками руйнування

стиків, розташовувались переважно у головці рейки (рис. 1, а), рідше – у підшві (рис. 1, б).

Мета роботи полягала у встановленні природи та причин утворення ОП на поверхні зламу зварних стиків рейок К76Ф.

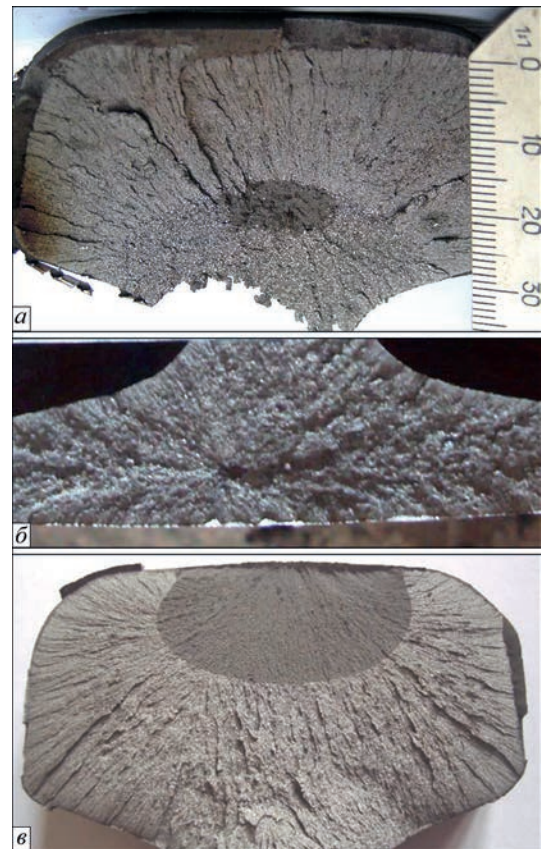


Рис. 1. Овальні плями на поверхні зламу рейок: а – в області головки; б – в області підшви; в області головки на відстані 7 мм від лінії з'єднання

Швець В.І. – <https://orcid.org/0000-0003-4653-7453>, Зяхор І.В. – <http://orcid.org/0000-0001-7780-0688>, Дідковський О.В. – <https://orcid.org/0000-0001-5268-5599>, Антіпін Є.В. – <https://orcid.org/0000-0003-3297-5382>
© В.І. Швець, Л.М. Капітанчук, І.В. Зяхор, О.В. Дідковський, Є.В. Антіпін, 2024

Хімічний склад рейок К76Ф, мас. %

Елемент	C	Mn	Si	V	Ti	Cr	P	Al	S
Марочний склад	0,71...0,82	0,80...1,30	0,25...0,45	0,03...0,07	-	≤0,15	≤0,035	≤0,015	≤0,04
Склад рейок, що досліджували	0,76	0,85	0,317	<0,02	0,005	0,04	0,013	0,015	<0,03

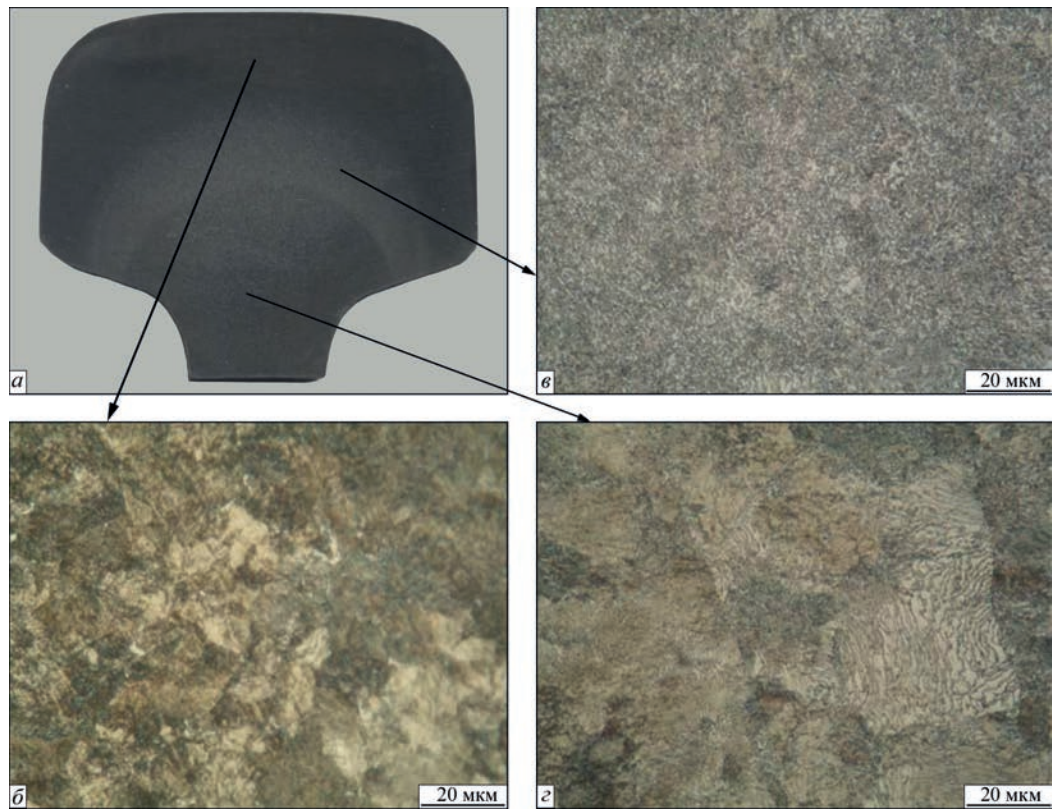


Рис. 2. Макроструктура рейки в області головки (а). Мікроструктура (×1000): б – приповерхневого шару; г – ділянки відпуску; з – основного металу

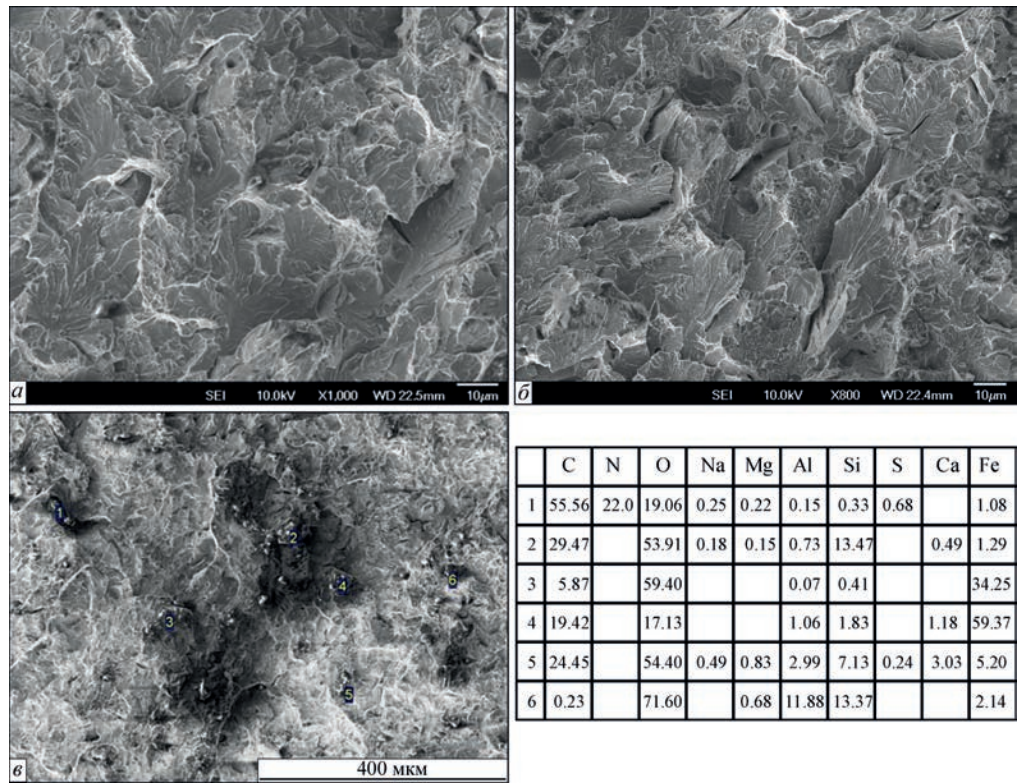


Рис. 3. Поверхня зламу на ділянці термозміцненого шару (а, б), неметалеві включення (г) та результати рентгенівського мікроаналізу хімічного складу (ат. %)

Методика та обладнання. Досліджували рейки К76Ф після руйнування стиків під час випробувань на статичний згин. Аналіз макроструктури рейок здійснювали на темплетях, вирізаних в поперечному напрямку. Дослідження мікроструктури проводили на оптичному мікроскопі НЕОРНОТ-32, оснащеному цифровим фотоапаратом. Мікроструктуру виявляли травленням попередньо полірованих зразків у 4 %-ному спиртовому розчині HNO_3 . Для аналізу мікроструктури та хімічної неоднорідності поверхні зламу при руйнуванні по основному металу використовували ОЖЕ-мікрозонд JAMP 9500F фірми JEOL (Японія), на якому встановлено рентгенівський енергодисперсійний спектрометр JNCA Penta FET x3

фірми Oxford Instrument. Енергія первинного електронного пучка становила 10 keV при струмі 0,5 nA для методу мікрорентгеноспектрального аналізу (МРСА) та 10 nA для методу оже-електронної спектроскопії. Для побудови розподілу елементів по глибині поверхні зразків бомбардувалась іонами Ar^+ (іонне травлення) з енергією 3 keV і швидкістю травлення 20 нм/хв. Твердість за Віккерсом вимірювали на твердомірі NOVOTEST TC-GPB з навантаженням 292,4Н (30 кг).

Результати досліджень та обговорення. Згідно з результатами спектрального аналізу хімічний склад металу рейок, що досліджувалися, відповідає марочному (таблиця). Макроструктура рейок не виявляє порушень суцільності

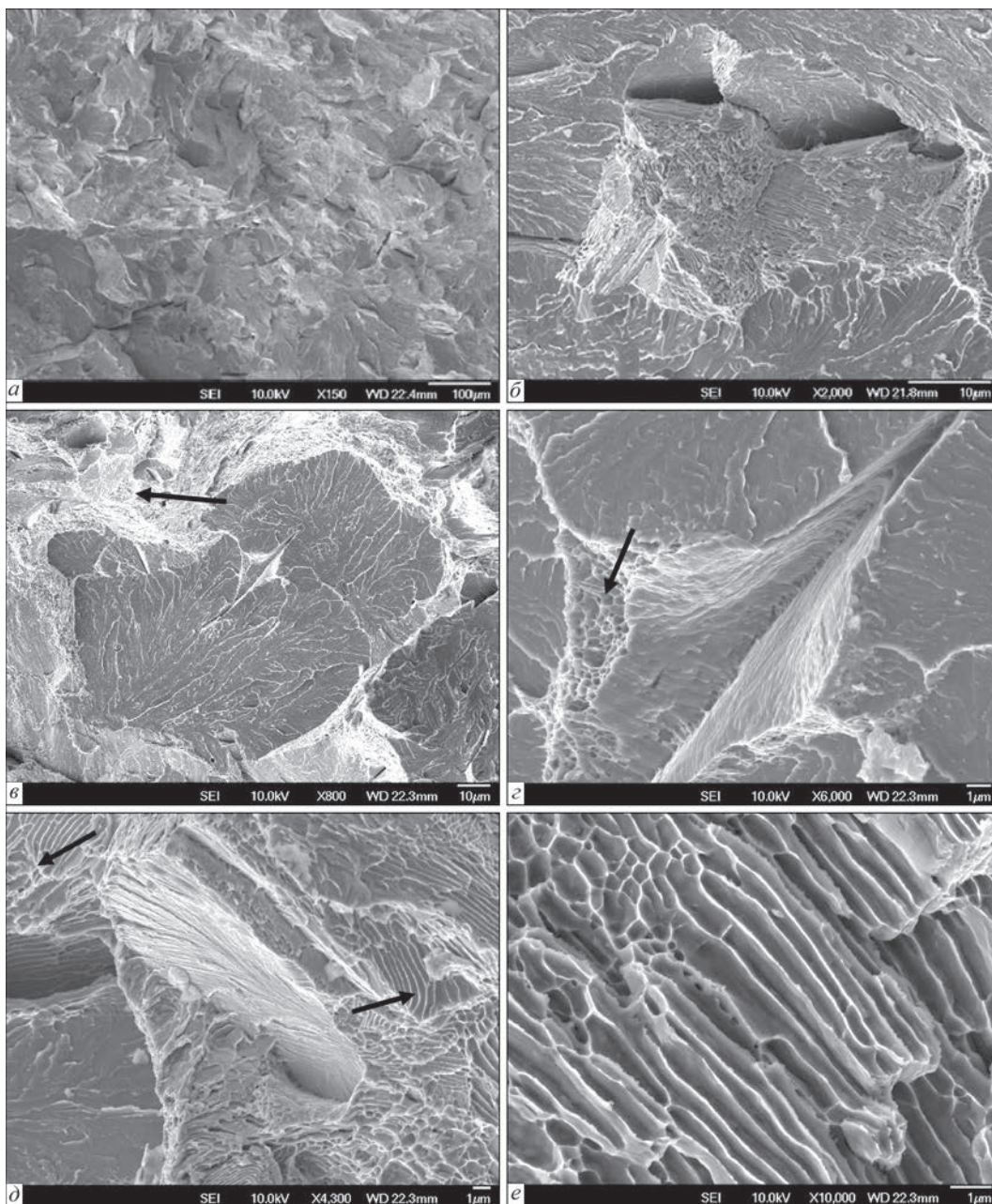


Рис. 4. Поверхня зламу на ділянці відпуску (а, б); розкриття металу по плівці оксиду заліза (в, г); розкриття металу по перлітним колоніям (д, е)

металу. В області головки чітко виявляються характерні для рейок після поверхневої термообробки ділянки зони термічного впливу (рис. 2, *а*). Поблизу поверхні катання спостерігається термозміцнений шар темного кольору шириною до 15 мм. До нього примикає шар сірого кольору (ділянка відпуску), що відрізняється зниженою, порівняно з приповерхневим шаром та основним металом, твердістю: *HV* 2430...2680 МПа, *HV* 3590...3800 МПа і *HV* 2700...3040 МПа відповідно. Мікроструктура приповерхневого шару темного кольору – сорбітна (рис. 2, *б*), сірого шару і основного металу – сорбіто-перлітна (рис. 2, *в, г*).

Фрактографічні дослідження поверхні зламу при руйнуванні по основному металу показали, що в межах термозміцненого шару злам транскристалітний. Поверхня зламу складається з фасеток внутрішньозеренного сколу з елементами пластичної деформації: струмковий візерунок, язички, гребені відриву (рис. 3, *а*). В окремих місцях зустрічаються вторинні тріщини (рис. 3, *б*). Неметалеві включення на поверхні зламу представлені складними оксидами алюмінію, кальцію, кремнію (рис. 3, *в*; таблиця). Утворення скупчень оксидів є причиною формування розвиненого рельєфу на цій ділянці.

На ділянці відпуску злам переважно транскристалітний, проте руйнування супроводжується утворенням фасеток сколу (рис. 4, *а*). Поряд з фасетками сколу в мікроструктурі присутні численні вторинні тріщини (рис. 4, *б*), спостерігаються місця розкриття металу по плівковій структурній складовій (рис. 4, *в, г*) та перлітних колоніях (рис. 4, *д, е*).

На ділянці ОП, на відміну від ділянок відпуску та термозміцненого шару, злам міжкристалітний (рис. 5, *а*). Поверхня руйнування ямкова (рис. 5, *б*). Згідно з хімічним складом частинки, що розташовуються в ямках і визначають характер зламу, є оксидом заліза (рис. 5, *в*; таблиця). Розмір частинок становить десятки частки мікрона.

З використанням методу оже-електронної спектроскопії проведено аналіз елементного складу та його зміни при пошаровому іонному травленні поверхні ямки. На рис. 6 наведено місце зйомки, спектри до і після іонного травлення, а також таблиця з вмістом елементів, що розрахований за спектрами. Як видно, поверхневий шар містить залізо, кисень та незначну кількість алюмінію. Згідно з профілем розподілу елементів за глибиною, ширина шару з відмінним від основного металу елементним складом склала близько 50 А (рис. 7). Результати дослідження дають підстави вважати, що розкриття металу на ділянці ОП відбувається по

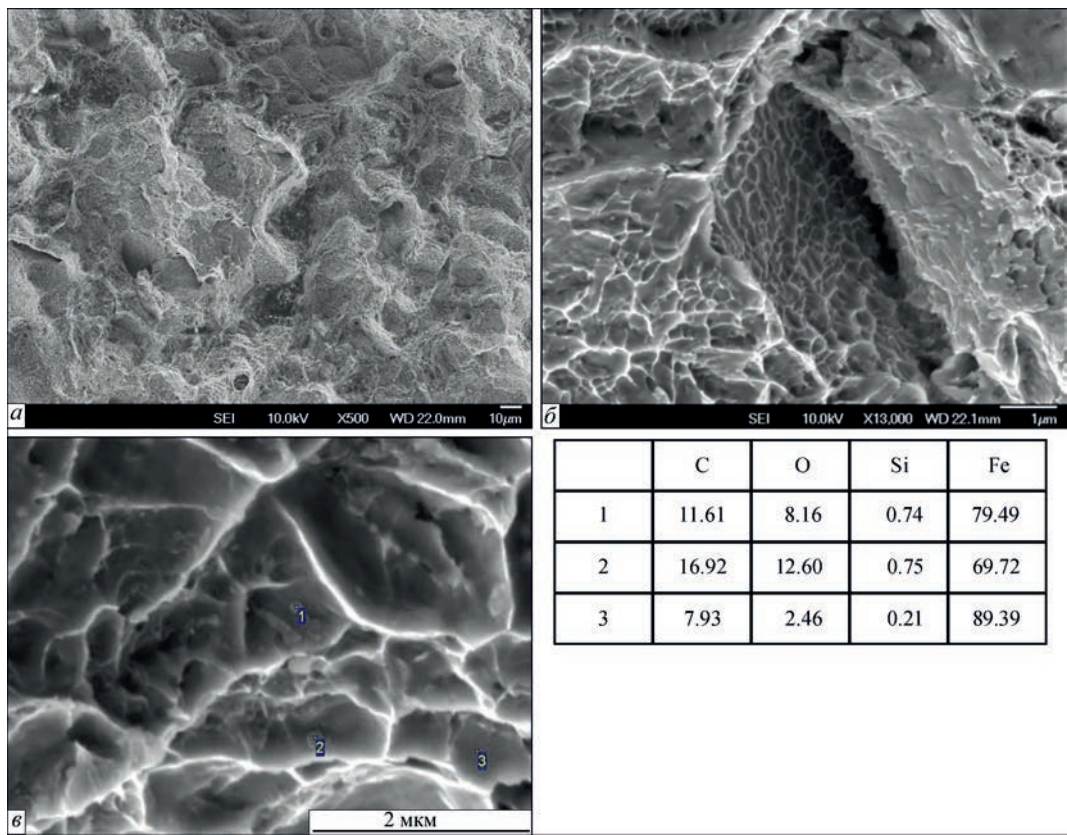


Рис. 5. Поверхня зламу на ділянці ОП (*а, б*), частинки на фасетках міжзеренного руйнування (*в*) та результати рентгенівсько-го мікроаналізу хімічного складу (ат. %)

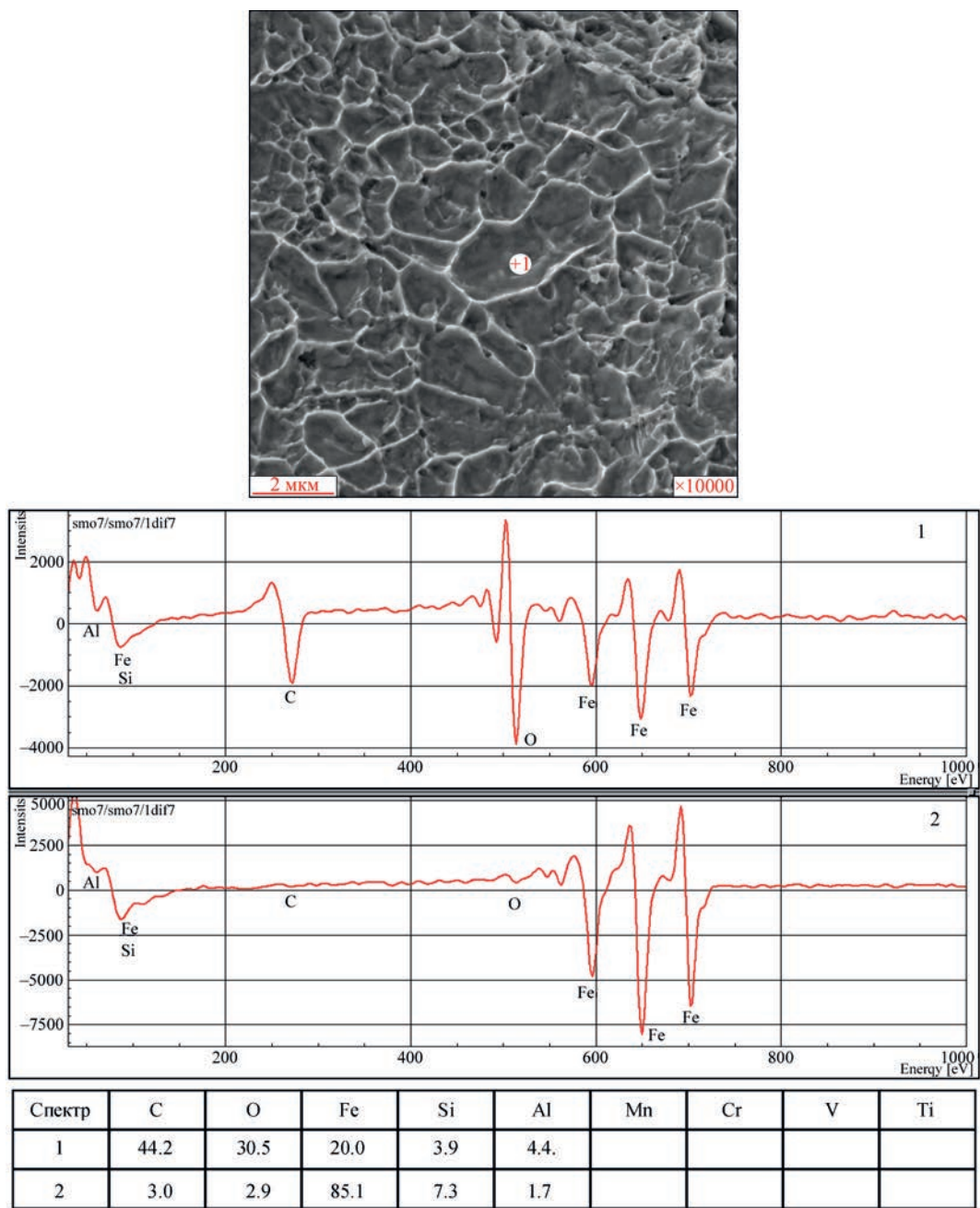


Рис. 6. Результати оже-спектрального аналізу поверхні ямок на ділянці ОП (ат. %): 1 – до іонного травлення; 2 – після іонного травлення

оксидній плівці, що розташовується на границях зерен. Очевидно плівка є складним оксидом, переважно заліза з деякою кількістю оксиду алюмінію. Отже, згідно з фрактографічними дослідженнями, характер зламу визначається з одного боку мікроструктурою рейкової сталі, з іншого – наявністю оксидів. У межах ОП визначальним чинником є оксидна плівка. На ділянці відпуску при меншій кількості оксидних плівок, значну роль відіграє мікроструктура металу, що забезпечує, на відміну від крихкого руйнування термозміцненого шару деяку пластичність сталі.

З метою встановлення походження оксидних плівок проведено металографічні дослідження

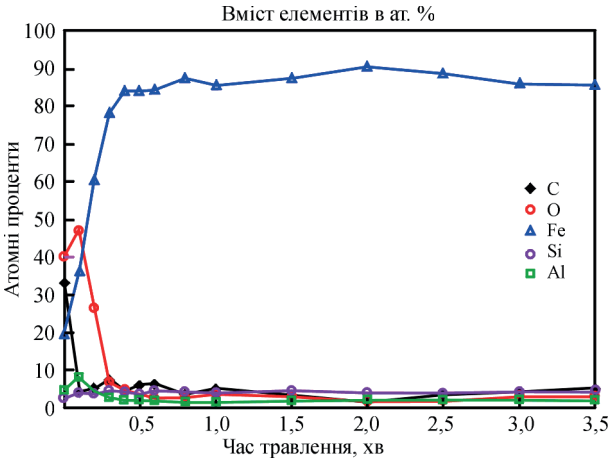


Рис. 7. Розподіл елементів по глибині від поверхні ямок на ділянці ОП при швидкості травлення 20 нм/хв

металу рейки на ділянці, що примикає до ОП. На полірованій поверхні поперечного перерізу виявлено багаточисленні неметалічні включення (рис. 8). Згідно з даними мікрорентгеноспектрального аналізу, поряд із характерними для конверторної рейкової сталі включеннями складних оксидів алюмінію, кремнію, кальцію в металі спостерігаються численні оксиди заліза (рис. 9). Оксиди заліза розташовуються переважно по границях зерен. Очевидно, наявність значної кількості оксидів заліза пов'язана з недостатнім ступенем розкислення рейкової сталі.

Неоднорідний розподіл та утворення скупчень оксидів заліза зумовлені особливостями кристалізації зливків [5]. Малорозчинні у залізі домішки, зокрема кисень, відтісняються в залишковий розплав. В місцях кристалізації залишкового розплаву на структурних границях виділяються оксиди заліза.

Відомо [6], що система Fe–O характеризується наявністю оксиду FeO (вюстит) із температурою плавлення 1380 °C. Між залізом і вюститом утворюється евтектика при 1368 °C. FeO у складі оксидних включень, значно знижує як температуру їх плавлення, так і в'язкість [7]. Так, у системі

FeO–Al₂O₃ існує евтектика з температурою плавлення 1329 °C, у системі FeO–SiO₂–Al₂O₃ – евтектика з температурою 1148 °C, у системі FeO–SiO₂–CaO – потрійна евтектика з температурою нижче 1100 °C. З урахуванням рівня температур плавлення перелічених оксидних систем очевидно, що в рейковій сталі з недостатнім ступенем розкислення існують передумови формування оксидних плівок. Так, плівки оксиду заліза в рейках (див. рис. 1, а, б) імовірно формуються на стадії виробництва блюмінгів в обтискному цеху [8]. При контактному стиковому зварюванні рейок в термодформацийних умовах формування з'єднання, утворення плівок може отримати розвиток. В цьому випадку завдяки деформації металу неметалеві включення оксидів алюмінію, кремнію, кальцію вступають у взаємодію з оксидами заліза. В результаті знижується температура плавлення оксидних плівок та зменшується в'язкість розплаву на торцях деталей. Як наслідок, площа ОП, виявленої на поверхні зламу на відстані 7 мм від лінії з'єднання, значно більша, ОП поширилась до поверхні головки (рис. 1, в) [9]. В ямках зламу, в цьому випадку, виявленні місця з численними оксидами алюмінію, кремнію, кальцію розміром 1 мкм (рис. 10), що є

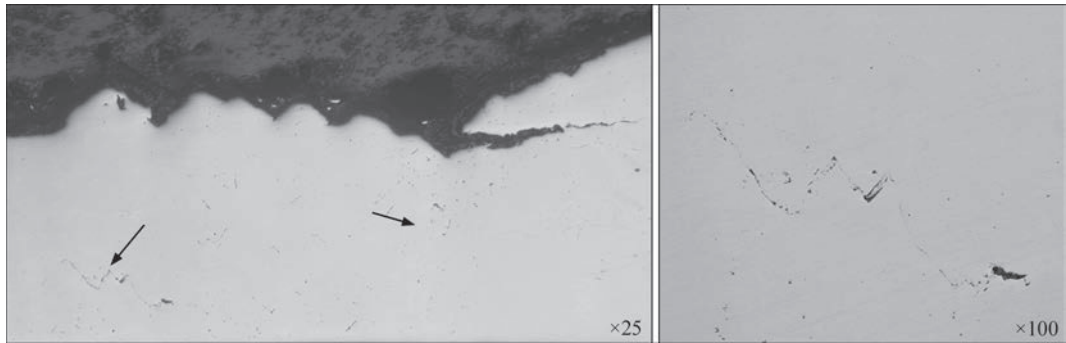


Рис. 8. Неметалічні включення в металі рейки, що примикає до ОП

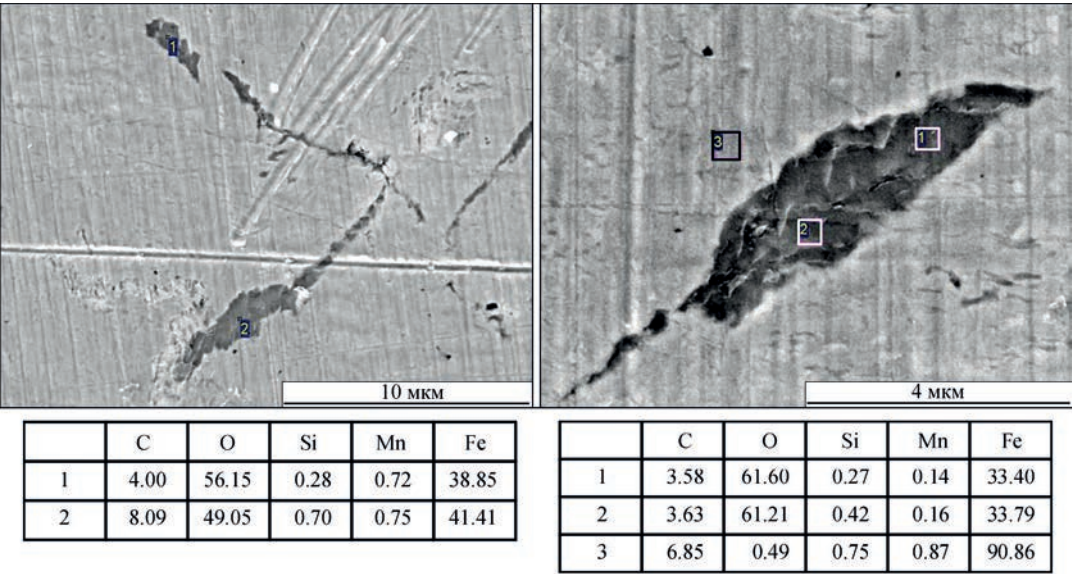
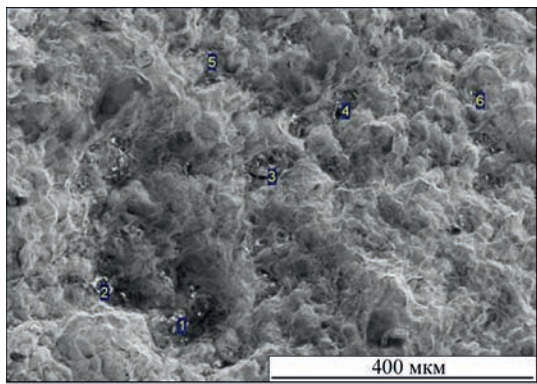
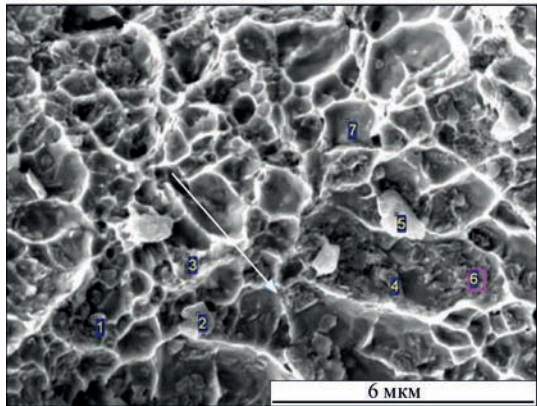


Рис. 9. Результати мікрорентгеноспектрального аналізу неметалевих включень (ат. %) в металі рейки, що примикає до ОП



	C	O	Mg	Al	Si	S	Ca	Fe
1	34.38	7.29		0.68	3.60		4.58	45.64
2	46.57	29.02		1.47	4.41	1.53		2.40
3	24.0	23.21		1.49	3.27		0.74	47.29
4	49.32	33.95	0.23	1.87	6.48	0.30	0.79	6.03
5	55.94	27.26	0.45	2.35	6.54		1.18	5.57
6	26.55	53.09	0.36	1.25	2.61	2.41	10.22	1.86

а



	C	O	Al	Si	S	Ca	Fe
1	16.48	3.78	0	1.02			78.62
2	28.58	19.54	0	1.03	1.46	2.14	46.66
3	16.05	9.34	0.67	1.48			72.46
4	18.36	24.75	3.20	5.00			48.69
5	18.83	52.32	5.01	15.22			4.75
6	17.46	4.58	0.31	0.57			77.07
7	3.52	0.17	0	0.40			95.92

б

Рис. 10. Поверхня зламу та результати рентгенівського мікроаналізу (ат. %) хімічної неоднорідності на ділянці ОП при руйнуванні стика на відстані 7 мм від лінії з’єднання

підтвердженням участі цих оксидів у формуванні оксидної плівки.

Необхідно відзначити відмінність ОП від відомих «матових плям» [9], що спостерігаються на поверхні зламів з’єднань рейок КФ76. «Матові плями» є результатом взаємодії в приконтактному шарі скупчень кремнієвмісних оксидних включень з поверхнево активним в залізі марганцем і подальшим утворенням силікатних плівок [10]. Відомо [11], що оксидні плівки негативно впливають на властивості сталі. Так в роботі [12] відмічається зниження відносного звуження металу рейкової сталі з недостатнім ступенем розкислення. Наявність ОП на поверхні зламу при випробуваннях на статичний згин є свідченням недостатнього ступеня розкислення і фактором зниження якості сталі.

Висновки

- 1. Згідно з даними мікрорентгеноспектрального аналізу поверхні зламів зварних стиків рейок К76Ф, поряд із характерними для конверторної рейкової сталі включеннями складних оксидів алюмінію, кремнію, кальцію в металі спостерігаються численні оксиди заліза, які розташовуються переважно по границях зерен. Наявність значної кількості оксидів заліза пов’язана з недостатнім ступенем розкислення рейкової сталі.
- 2. Руйнування рейок К76Ф по плівках оксидів заліза при випробуваннях на статичний згин є оз-

накою недостатнього ступеню розкислення сталі та імовірною причиною зниження експлуатаційних характеристик рейок та їх зварних стиків.

Список літератури

1. Ботштейн В.А., Рудюк А.С., Чичкарев Е.А. и др. (2013) Освоение производства конвертерной рельсовой стали в ПАО МК «Азовсталь». *Металл и литье Украины*, 6 (241), 34–37.

2. (2016) ТУ У 27.1-40075815-002:2016. *Рейки нові зварені для залізниць*.

3. Кучук-Яценко С.І., Дідковський О.В., Богорський М.В. та ін. (2002) *Спосіб контактного стикового зварювання оплавленням*. Україна Пат. 46820

4. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Didkovsky, O.V., Antipin, Ye.V. et al. (2016) Flash-butt welding of high-strength rails. *Mining – Informatics, Automation and Electrical Engineering*, 4 (528), 40–48.

5. Самойлович Ю.А. (1983) *Системный анализ кристаллизации слитка*. Киев, Наукова думка.

6. Барабаш О.М., Коваль Ю.Н.(1986) *Кристаллическая структура металлов и сплавов*. Справочник. Киев, Наукова думка.

7. (1985) *Атлас шлаков*: Справ. изд. Пер. с нем. под ред. И.С. Куликова.Москва, Металлургия.

8. Левченко Н.В. (2006) Изменение неметаллических включений в процессе производства рельсов. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, 2, 63–65.

9. Кучук-Яценко С.И., Шве́ц В.И., Дидковський А.В. и др. (2016) Влияние неметаллических включений рельсовой стали на формирование сварного соединения. *Автоматическая сварка*, 5–6, 28–33. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2016.06.04>

10. Шве́ц В.І., Зяхор І.В., Капітанчук Л.М. (2023) Особливості формування та трансформації оксидів при контактно-стиковому зварюванні рейок. *Автоматичне зварювання*, 7, 16–30. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2023.07.01>

11. Губенко С.И. (2015) *Неметаллические включения и прочность сталей*. Palmarium Academic Publishing.

12. Троцан А.И., Каверинский В.В., Кошуле И.М., Носо-ченко А.О. (2013) О факторах, влияющих на качество рельсовой стали и рельсов. *Металл и литье Украины*, 241 (6), 9–14.

References

1. Botshtein, V. A., Rudyuk, A. S., Chichkarev, E.A. et al. (2013) Mastering of converter rail steel production at PJSC MK Azovstal, *Metall i Litiyo Ukrainy*, 241(6), 34–37.

2. (2016) TU U 27.1-40075815-002:2016: *Rails are new welded for railways*.

3. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Didkovsky, O.V., Bogorsky, M.V. et al. (2002) *Method of flash-butt welding*. Pat. 46820 Ukraine, 6 B23K11/04, C2. Publ. 06/17/2002 [in Ukrainian].

4. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Didkovsky, O.V., Antipin, Ye.V. et al. (2016) Flash-butt welding of high-strength rails, mining – informatics. *Automation and Electrical Eng.*, 528(4), 40–48.

5. Samoilovich, Yu.A. (1983) *System analysis of ingot crystallization*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].

6. Barabash, O.M., Koval, Yu.N. (1986) *Crystal structure of metals and alloys*: Reference. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].

7. (1985) *Atlas of slags*: Reference. Ed. by I.S. Kulikova. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

8. Levchenko, N.V. (2006) Variation of non-metallic inclusions during rail production. *Metallurgical and Mining Industry*, 2, 63–65.

9. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Shvets, V.I., Didkovsky, A.V. et al. (2016) The influence of non-metallic inclusions of rail steel on the formation of a welded joint. *The Paton Welding J.*, 5–6, 28–33. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.06.01>

10. Shvets, V.I., Ziakhor, I.V., Kapitanchuk, L.M. (2023) Features of formation and transformation of oxides in flash-butt welding of K76F rails. *The Paton Welding J.*, 7, 16–24. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.07.02>

11. Gubenko, S.I. (2015) *Nonmetallic inclusions and strength of steels*. Palmarium Academic Publ.

12. Trotsan, A.I., Kaverinsky, V.V., Koshule, I.M., Nosochenko, A.O. (2013) On the factors influencing the quality of rail steel and rails. *Metall i Litiyo Ukrainy*, 241(6), 9–14.

PECULIARITIES OF FRACTURE OF WELDED JOINTS OF RAILWAY RAILS OF OXYGEN-CONVERTER K76F STEEL

V.I. Shvets I.V., Ziakhor, L.M. Kapitanchuk, O.V. Didkovsky, E.V. Antipin

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.
E-mail: office@paton.kiev.ua

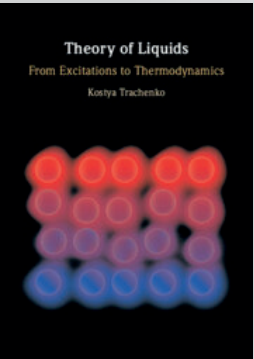
The fracture surface of rail K76F steel after static bending tests of rail butt joints produced by flash-butt welding was studied. Butt joints of rails of individual batches were fractured on the base metal or heat-affected-zone. It is shown that in the regions of dark color and oval shape, the destruction of the iron oxide film takes place. The formation of films occurs as a result of flashing and spreading of iron oxide inclusions along the structural boundaries probably in the thermo-deformation conditions of the crimping shop at the stage of blooming production. The formation of clusters of iron oxides occurs during the crystallization of the residual melt in steel ingots with an insufficient degree of deoxidation. Oval regions of dark color on the surface of the fracture are evidence of an insufficient degree of deoxidation of rail steel and a factor of its quality reduction. Ref.12, Tabl.1, Fig. 10

Key words: rail K76F steel, deoxidation, flash-butt welding, iron oxide

Отримано 07.03.2024
Отримано у переглянutoму вигляді 09.04.2024
Прийнято 24.05.2024

ПЕРЕДБАЧЕННЯ ТЕМПЕРАТУРИ ПЛАВЛЕННЯ МАТЕРІАЛІВ

Костя Траченко, який здобув ступінь доктора наук у Кембриджському університеті та магістра у Львівському, розробив нову теорію, яка вирішує давню проблему фізики — передбачення температури плавлення матеріалів. Його дослідження, опубліковане в журналі Physical Review E, є значущим кроком у розумінні фундаментальних властивостей матерії і фазових переходів. Протягом десятиліть учені стикалися з проблемою відсутності універсального опису лінії плавлення на фазових діаграмах температура-тиск. Але тепер теорія професора Траченка, заснована на остан-



ніх досягненнях у теорії рідин, пропонує просте параболічне рівняння для опису цієї лінії. Це означає, що температуру плавлення можна передбачити з використанням фундаментальних фізичних констант. «Простота й універсальність цього результату особливо цікаві», — пояснює професор Траченко. «Це передбачає, що плавлення, незважаючи на його складність, демонструє фундаментальну єдність різних систем, від благородних газів до металів». Робота Траченка отримала 10 найкращих нагород за прорив у фізиці та премію EPSRC-CCP за «видатний внесок у теорію і моделювання фаз конденсованої речовини, включно з теорією рідкого стану».

Theory of Liquids. From Excitations to Thermodynamics
Kostya Trachenko
Queen Mary University of London
2023, 300 стор., ISBN: 9781009355476

ОПТИМІЗАЦІЯ ФОРМИ МЕТАЛЕВОЇ ВАННИ ПРИ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОМУ НАПЛАВЛЕННІ В СТАЦІОНАРНОМУ СТРУМОПІДВІДНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ ДЛЯ ОТРИМАННЯ БІМЕТАЛЕВИХ ВИРОБІВ

В.Г. Соловійов, Ю.М. Кусков, І.Ю. Романова

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

Проведено математичне моделювання мультифізичних процесів джоулевого нагріву на скінченно-елементній моделі стаціонарного струмопідвідного кристалізатора (СПК). Для отримання біметалевих виробів у стаціонарному струмопідвідному кристалізаторі з круглим перерізом у процесі плавлення дискретної присадки при її порційному подаванні представлено результати розрахункової оцінки залежності таких параметрів форми металевої ванни, як діаметр дзеркала та глибина рідкої фракції, від глибини шлакової ванни та від параметрів конструкції СПК: діаметра кристалізатора, товщини мідних втулок струмопідвідної та формуючої секції кристалізатора, товщини водоохолоджуваного піддона, зміни висоти графітового облицювання в результаті зносу. Результати дослідження допоможуть у вдосконаленні конструкції кристалізатора, оптимізації форми металевої ванни та технології проведення процесу плавлення дискретної присадки при порційному подаванні в СПК. Бібліогр. 14, табл. 7, рис. 7.

Ключові слова: стаціонарний струмопідвідний кристалізатор, параметри металевої ванни, оптимізація форми, мультифізичне моделювання, електрошлакове наплавлення, біметалевий виріб

Вступ. Спосіб наплавлення та переплаву в струмопідвідному кристалізаторі (СПК) [1] має специфічні особливості, що визначаються конструкцією цього пристрою. Перш за все, він є секційним невитратним електродом кільцевого типу. Нижня секція, що електрично ізольована від верхньої, у СПК є формуючою (ФСК), в якій формується металева ванна (МВ). Другим невитратним електродом є піддон або виріб, що формується. Крім того, за допомогою вертикального розрізу у струмопідвідній секції в розплаві створюється магнітне поле, завдяки якому забезпечується обертання шлакової (ШВ) та металевої ванн у горизонтальній площині. Стаціонарний СПК має ще таку важливу особливість – у ньому наплавляються порівняно невеликі зливки (до 60 мм).

Ксендик Г.В., який є автором ідеї та базової моделі струмопідвідного кристалізатора, запропонував у якості засобу впливу на форму фронту кристалізації розплавленого металу в ФСК використовувати «підключений до пристрою подачі наповнювача в шлакову ванну затискач для подачі струму». Завдяки цьому з'явилася можливість коригувати форму МВ шляхом зміни напрямку та сили струму в затискачі. Це дозволяє зробити її пологішою і, таким чином, зменшити ризик утворення дефектів у кристалах [2, 3].

Особливо це важливо для сплавлення біметалевих деталей. Полога МВ досягається за рахунок підбору оптимального співвідношення струмів,

напруг, швидкості подачі плавкого електрода або плавкої дискретної присадки, а також теплового рівня ШВ та інтенсивності тепловідведення через стінки кристалізатора [4]. Великий вплив на формування МВ мають геометричні параметри СПК, такі як діаметри кристалізатора та електрода (плавкого та неплавкого), відстань між дзеркалом МВ і нижнім торцем графітової футерівки (ГФ), товщина електроізоляційної прокладки між обома секціями кристалізатора та піддоном тощо. Управлінню процесом формування металевої ванни присвячено ряд робіт [5, 6]. У [5] робиться висновок, що плоска форма МВ може бути отримана при двоконтурній схемі наплавлення при відповідних співвідношеннях потужностей на кристалізаторі та електроді. У [6] дається характеристика різних існуючих способів і технологічних прийомів управління кристалізацією металу при електрошлаковому переплаві, що базуються на використанні металургійних механізмів і зовнішніх фізичних впливів. Робиться висновок, що управління процесом первинної кристалізації зливків, особливо складнолегованих сплавів і зливків великих діаметрів, залишається одним з ключових завдань подальшого розвитку електрошлакових технологій. У [7] застосовується метод впливу на форму металевої ванни за допомогою зовнішнього магнітного поля. Таким чином, об'єднуються традиційний джоулевий нагрів та перемішування рідкого металу під впливом спрямованого магнітного поля.

Соловійов В.Г. – <https://orcid.org/0000-0002-1454-7520>, Кусков Ю.М. – <https://orcid.org/0000-0002-8091-2274>,

Романова І.Ю. – <https://orcid.org/0000-0001-7154-1830>

© В.Г. Соловійов, Ю.М. Кусков, І.Ю. Романова, 2024

У якості показників форми МВ використовують геометричні дані її розмірів, такі як відносна середня для поверхні виробу глибина проплавлення та відносна нерівномірність проплавлення [8, 9], а також висота циліндричної частини МВ. У найкращому випадку оптимальна форма МВ повинна бути мінімальною за висотою та мати циліндричну форму.

У [10] автори прийшли до висновку, що середня секція кристалізатора, що є електропровідною, шунтує частину ШВ і зміщує зону переважного тепловиділення в пристінну область, залишаючи центральну зону відносно холодною. Проте безпосередньо біля самої стінки кристалізатора МВ залишається відносно холодною через водяне охолодження кристалізатора. Унаслідок цього дно МВ може набувати специфічної форми «сомбреро». Форма дна МВ у вигляді «сомбреро» характеризується великою відносною нерівномірністю МВ, тому потрібна її оптимізація.

Математичне моделювання процесів теплообміну, плавлення та затвердіння у електрошлаковій технології стає ефективним засобом теоретичних досліджень [11–14].

Метою роботи є аналіз факторів, що впливають на форму МВ при отриманні біметалевих виробів у стаціонарному СПК з круглим перерізом у процесі плавлення дискретної присадки при її порційному подаванні, а також питання оптимізації теплофізичних процесів наплавлення за допомогою математичного моделювання. У рамках обчислювального експерименту розглянуто можливості поліпшення форми МВ за рахунок змін у конструкції СПК.

Методи експериментальних досліджень. У роботі використано результати експериментального електрошлакового наплавлення (ЕШН) шарів різної товщини в стаціонарному струмопідвідному кристалізаторі з вертикальним розрізом у струмопідвідній секції [15], проведеного з ме-

тою вивчення характеру зміни електротехнічних параметрів процесу плавлення дискретної присадки при порційному подаванні. Під час проведення експерименту спостерігалось обертання ШВ. Напруга змінного струму від трансформатора ТШП-10 із синусоїдальною напругою, що має чотири ступеня зміни напруги, подавалася на клема струмопідвідної секції кристалізатора (СПСК) і піддона кристалізатора. Використовувався «рідкий» старт. Здійснювалася порційна чотирьохразова подача дробу по 2 кг. Під час проведення експерименту проводилися вимірювання у часі напруги, прикладеної до клем мідної втулки СПСК та піддону, а також струм у ланцюзі СПСК–шлакова ванна–металева ванна–виріб–піддон. Здійснювалося цифрове перетворення зазначених параметрів, розрахунок провідності та споживаної потужності вимірюваного електричного ланцюга. Надалі, для спрощення викладу, отримані електричні параметри були віднесені до СПК в цілому. На рис. 1 наведено характер зміни електропровідності СПК в процесі проведення експерименту.

Після перемикання джерела струму з 4-го ступеня на 3-й напруга на СПК змінилася з 51 до 43 В. Засипка дробу супроводжувалася поступовим збільшенням струму та електропровідності СПК навіть після закінчення засипки. Це частково пояснювалося зменшенням рівня шару шлаку між шаром розплавленого металу на піддоні та графітовою футеровкою СПСК, а також збільшенням температури ШВ за рахунок збільшення струму (з 1,9 до 2,8 кА). Зменшення струму було досягнуто за рахунок переходу на 2-й, а потім на 1-й ступінь джерела живлення. При фізичному експерименті використовувався СПК з наступними параметрами конструкції: внутрішній діаметр кристалізатора $D_k = 180$ мм; висота СПСК $h_{vk} = 90$ мм; висота ФСК $h_k = 73$ мм; висота ГФ $h_{gf} = 65$ мм; товщина ГФ $T_{gf} = 15$ мм; глибина ШВ $h_{sh} = 70$ мм.

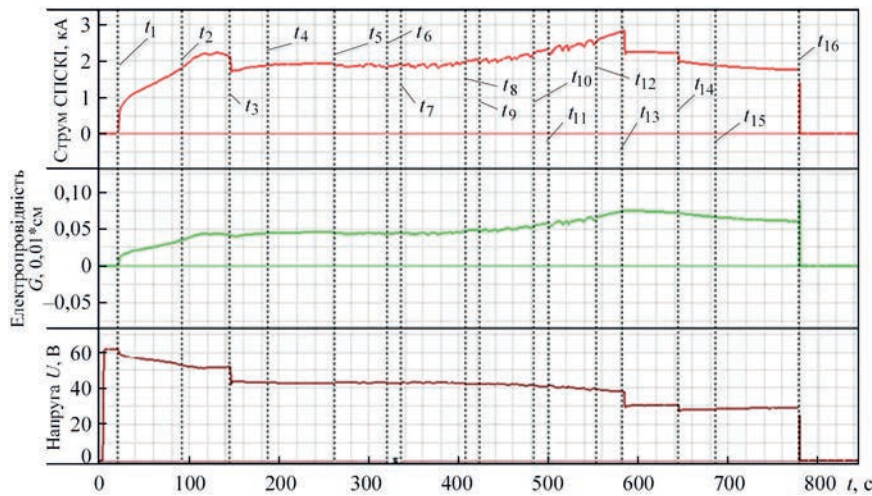


Рис. 1. Зміна струму, електропровідності та напруги в часі на СПК у процесі наплавлення

Етапи проведення наплавлення (рис. 1): t_1 – заливка рідкого шлаку, вмикання джерела живлення на 4-й ступінь; t_2 – підвищення обертання шлаку; t_3 – ввімкнено 3-й ступінь; t_4 – процес проходить стабільно; t_5 – початок подачі 1-ї порції дробу; t_6 – кінець подачі 1-ї порції дробу; t_7 – початок подачі 2-ї порції дробу; t_8 – кінець подачі 2-ї порції дробу; t_9 – початок подачі 3-ї порції дробу; t_{10} – кінець подачі 3-ї порції дробу; t_{11} – початок подачі 4-ї порції дробу; t_{12} – кінець подачі 4-ї порції дробу; t_{13} – ввімкнено 2-й ступінь; t_{14} – ввімкнено 1-й ступінь; t_{15} – обертання ванни нормальне; t_{16} – вимкнення джерела живлення.

В експерименті використовувався флюс АНФ-29 (температура плавлення 1230...1250 °С); дріб, що наплавляється, з хромистого чавуну, порція по 2 кг. Розплавляючись, порція дробу перетворювалася в рідкий метал, який в подальшому кристалізувався у вигляді наплавленого шару завтовшки ~12 мм.

За результатами аналізу даних експерименту отримано залежність питомої електропровідності флюсу АНФ-29 σ_{sh} від температури ШВ у гіпотетичній точці її максимального значення $\sigma_{sh}[T_{max}] = 1,349 \cdot 10^{-3} \cdot T_{max}^{1.638} + 138,2$ для діапазону температур 1000...2000 °С. Гіпотетична точка максимального значення температури ШВ – це точка, в якій температура ШВ досягає найбільшої величини при заданих параметрах електрошлакового процесу. Максимальне значення температури ШВ в гіпотетичній точці визначалося в результаті розрахунку теплового поля ШВ за допомогою додаткової моделі конструкції заміщення СПК, подібно до описаної в [15].

За результатами аналізу отримано залежності потужності СПК, що споживається кристалізатором, від електропровідності СПК для чотирьох ступенів роботи джерела живлення (рис. 2).

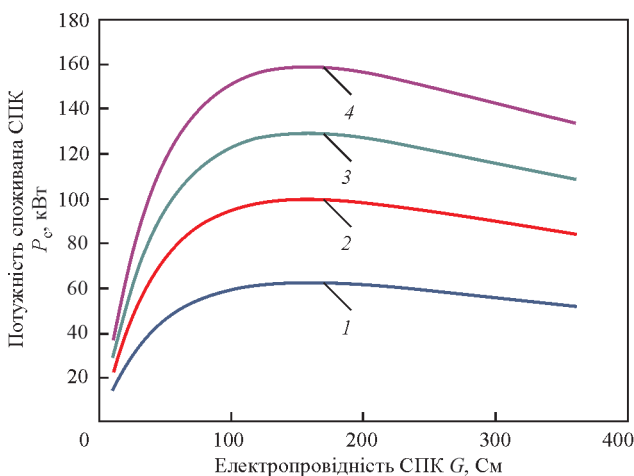


Рис. 2. Залежності потужності, що споживається кристалізатором, від електропровідності СПК для чотирьох ступенів зміни напруги джерела живлення ТШП-10, отримані при наплавленні: 1 – перший ступінь; 2 – другий ступінь; 3 – третій ступінь; 4 – четвертий ступінь

Дані цих залежностей використовувались для прогнозування параметрів наплавлення, які не були отримані під час фізичного експерименту. Аналітичний вигляд отриманих залежностей:

$$P_c(G) = a \cdot \exp(b \cdot G) + c \cdot \exp(d \cdot G)$$

де для 1-го ступеня: $a = 77,16$; $b = -0,001076$; $c = -75,78$; $d = -0,02025$; для 2-го ступеня: $a = 124,0$; $b = -0,0011076$; $c = -121,8$; $d = -0,02025$; для 3-го ступеня: $a = 160,6$; $b = -0,001076$; $c = -157,7$; $d = -0,02025$; для 4-го ступеня: $a = 197,6$; $b = -0,001076$; $c = -194,0$; $d = -0,02025$. Коефіцієнт детермінації $R = 0,9999$.

Отримані в результаті експериментів дані були використані для створення та валідації математичної моделі ЕШН в СПК.

Мультифізичне моделювання. Мультифізичне моделювання проводилося на графічній тривимірній моделі (рис. 3, а) з моделюванням джоулевого нагріву. Модель містить в собі верхню струмопідвідну секцію кристалізатора, що складається з мідної водоохолоджуваної втулки без вертикального розрізу та графітової футеровки, а також нижню формуючу секцію кристалізатора, яка є другою мідною втулкою. Крім того, модель містить шлакову ванну, виріб, піддон, гарнісаж між формуючою секцією та ШВ/виробом, а також азбестову ізоляцію між секціями кристалізатора та піддоном.

За допомогою магнітного поля, яке створюється струмопровідною секцією кристалізатора, забезпечується обертання шлакової і металевої ванн у горизонтальній площині. У результаті цього інтенсифікується нагрів зовнішніх водоохолоджуваних границь ШВ і відведення тепла від зон максимального її нагріву, що само по собі призводить до вирівнювання теплового поля ШВ у горизонтальному перерізі та підвищення інтенсифікації процесу наплавлення та споживаної процесом потужності. Проте у науковій літературі існують різні думки щодо електромагнітного впливу на глибину металевої ванни, яка утворюється при електрошлаковому процесі. Як зазначає Ксендзик Г.В. у [16] «деякі з них вважають, що просте обертання шлакової і металевої ванн призводить до збільшення глибини МВ і лише зворотньо-поступальний рух забезпечує її зменшення». Ми вважаємо, що рішення гідродинамічної задачі, пов'язаної з рухом рідини в шлаковій ванні, може скоригувати певні значення глибини металевої ванни відносно розрахованої за допомогою представленої моделі. Також вважаємо, що тенденції впливу змін геометричних параметрів моделі на форму МВ не зміняться. У зв'язку з викладеним, при моделюванні струмопідвідного кристалізатора ми не застосовували розрізну струмопідвідну секцію, що забезпечує обертання шлакової і ме-

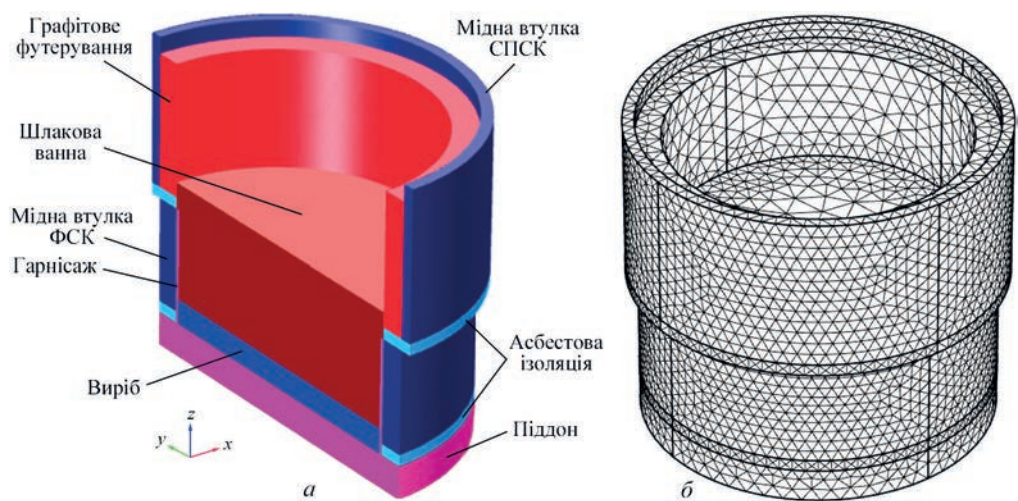


Рис. 3. Приклади схеми моделі: а – структура СПК; б – скінченно-елементна модель СПК

талевої ванни у горизонтальній площині, не розв’язували гідродинамічну задачу, а обмежилися електромагнітною і тепловою моделями.

Виходячи з положень теорії подібності [17], було створено геометричну модель, яка враховує подібність своїх геометричних параметрів з геометричними параметрами фізичної моделі. Головною умовою для моделювання було забезпечення максимальної відповідності геометричної частини моделі геометричним параметрам та результатам фізичного експерименту. При цьому використовувалися фізичні властивості матеріалів шлаку, зварювального виробу та електродів (табл. 1).

У моделі використовуються наступні параметри конструкції: внутрішній діаметр кристалізатора $D_k = 180$ мм; висота СПСК $h_{vk} = 90$ мм; висота ФСК $h_k = 74$ мм; висота ГФ $h_{gf} = 80$ мм; товщина ГФ $T_{gf} = 15$ мм; глибина ШВ $h_{sh} = 90$ мм; товщина мідної охолоджуваної водою поверхні мідної втулки СПСК $l_{gf} = 7$ мм; товщина мідної охолоджуваної водою поверхні мідної втулки ФСК $T_{mk} = 15$ мм; висота азбестової ізоляційної прокладки $h_i = 7$ мм; висота виробу $h_{za} = 15$ мм; висота піддона $h_p = 20$ мм.

Параметри $\rho[T]$, $k[T]$ задано відповідними апроксимуючими залежностями від температури T , К (у статті не наводяться).

Нагрів ШВ здійснюється за рахунок джоулевого тепла, що виділяється при протіканні електричного струму через неї. Для дослідження розподілу електричного поля, струму та потенціалу в шла-

ковій і металевій ваннах, а також для аналізу розподілу тепла в об’ємі досліджуваної зони було використано скінченно-елементну модель (рис. 3, б).

Модель вирішує наступні рівняння теплопровідності:

$$\rho(T)C_p \frac{\partial T}{\partial t} + \nabla \cdot q = Q,$$

де $q = -k(T)\nabla T$; Q – додаткове джерело тепла (у якості якого може бути розігріта металева ванна), Вт/м³; q – густина потоку тепла, Вт/м².

У стаціонарній системі координат точкова форма закону Ома виглядає таким чином: $J = \sigma(T)E$; де J – густина струму, А/м²; E – напруженість електричного поля, В/м. Статична форма рівняння неперервності струму в електропровідному середовищі вимагає: $\nabla J = -\nabla \sigma(T)\nabla U = 0$, де U – напруга на СПК, В.

У моделі вирішується стаціонарна задача, при цьому виводяться результати вже встановленого процесу. Модель дозволяє визначати потенціал, густину струму та температуру в кожній точці досліджуваного простору в різних варіаціях (у межах визначених технологією параметрів) діаметра кристалізатора, товщини виробу, відстані між МВ і нижнім торцем СПСК, глибини ШВ тощо.

Прийнято наступні обмеження для розрахунку параметрів мультифізичних процесів у моделі:

- не розглядаються гідродинамічні процеси у шлаковій ванні;
- не розглядається пристрій водяного охолодження мідних втулок СПСК і ФСК, а також піддона;

Таблиця 1. Фізичні властивості матеріалів для моделювання

Параметр	Виріб	Шлак	Графіт	Асбест	Мідь
Теплоємність C_p , Дж/(кг·К)	475	1200	710	1000	385
Відносна діелектрична проникність ϵ	1	1	1	5	1
Щільність ρ , кг/м ³	7850	8960	1950	$\rho[T]$	8940
Теплопровідність k , Вт/(м·К)	44,5	60	150	$k[T]$	400
Коефіцієнт температурного розширення α , 1/К	$12,3 \cdot 10^{-6}$	–	–	–	$3,862 \cdot 10^{-3}$
Питома електропровідність σ , См/м	$4,032 \cdot 10^6$	$\sigma_{sh}[T]$	$2 \cdot 10^5$	$4,032 \cdot 10^{-6}$	$5,998 \cdot 10^7$

- електричними контактами моделі є вільні бічні поверхні електрода СПСК і піддона;
- напруга на СПК, що підводиться, не перевищує 15...60 В;
- струм джерела живлення не перевищує 7 кА;
- максимальне значення температури $T_{\max}$ нагріву елементів ШВ не перевищує температури кипіння шлаку. У моделі $T_{\max} = 1800^\circ\text{C}$;
- не розглядаються теплові втрати за рахунок випромінювання;
- розглядаються значення тільки встановлених параметрів після перехідного процесу.

За результатами аналізу даних, отриманих з експерименту, визначено залежність питомої електропровідності флюсу АНФ-29 від температури ШВ у точці її максимального значення. Цю залежність використано для контролю $T_{\max}$ під час розрахунку результатів моделювання з метою її не перевищення. Якщо в результаті проведення математичного експерименту при заданих вхідних параметрах $T_{\max}$ перевищує значення температури кипіння шлаку, то значення вхідних параметрів переглядаються.

Математичні експерименти з формування МВ.

1. *Вплив глибини шлакової ванни на форму металеві ванни.* Вплив зростання глибини ШВ на її тепловий рівень при незмінній міжелектродній відстані розглянуто при наступних початкових умовах: відстань між виробом і рівнем нижнього торця СПСК $H_{gl} = 73$ мм; глибина ШВ $h_{sh} = 90$ мм; напруга на СПК відносно піддона $U = 42,7$ В. Розрахунок при цих початкових умовах показав, що максимальна температура ШВ на рівні нижнього торця СПСК $T_{\text{СПСК}} = 1767^\circ\text{C}$; максимальна температура дзеркала МВ $T_{\text{МВ}} = 1450^\circ\text{C}$; електропровідність кристалізатора $G_k = 44,5$ См; потужність споживання $P_k = 81,1$ кВт; максимальна глибина рідкої частини МВ $H_{mv} = 6,7$ мм; глибина міжфазової частини МВ $H_{mf} = 2$ мм.

Після збільшення глибини ШВ на 40 мм (від 90 мм до 130 мм) при незмінних значеннях інших параметрів розрахунок показав наступне: максимальна температура ШВ на рівні нижнього торця СПСК $T_{\text{СПСК}} = 1627^\circ\text{C}$; максимальна температура дзеркала МВ $T_{\text{МВ}} = 1525^\circ\text{C}$; електропровідність кристалізатора $G_k = 49,9$ См; потужність споживання $P_k = 91$ кВт; максимальна глибина рідкої частини МВ $H_{mv} = 9,6$ мм; глибина міжфазової частини МВ $H_{mf} = 2$ мм.

Відносний вплив глибини ШВ при незмінних інших геометричних параметрах на споживану процесом потужність, електропровідність СПК і глибину МВ наступний: $\delta P_k = (91 - 81,1)/40 = 0,25$; $\delta G_k = (49,9 - 44,5)/40 = 0,135$; $\delta h_{mv} = (9,6 - 6,7)/40 = 0,0725$.

З цього випливає, що збільшення глибини ШВ при незмінних інших геометричних параметрах призводить до збільшення глибини МВ. Наприклад, збільшення глибини ШВ на 10 мм призводить до збільшення глибини МВ на $\sim 0,7$ мм.

2. *Вплив величини зносу нижнього краю графітової футеровки на форму металеві ванни.* Розглянуто вплив зносу O_{gr} нижнього краю графітової футеровки СПСК у результаті експлуатації на споживану кристалізатором потужність, електропровідність і глибину МВ. Для розрахунків прийнято шість значень висоти зносу ГФ відносно її початкового місця положення, маючи на увазі, що при значенні $O_{gr} = 0$ розрахунок проведено в п. 1. Результати наведено в табл. 2.

У №№ 5 і 6 експерименту відсутність ванни обумовлюється відсутністю необхідного рівня потужності, що виділяється в шлаковій ванні, за даних умов, що створилися.

Дані (табл. 2) свідчать про значний вплив зносу нижнього краю ГФ на формування МВ. Це явище пов'язане з різким охолодженням ШВ, викликаним безпосереднім контактом шлаку з водоохолоджуваною мідною втулкою. Важливо враховувати, що оголення стінки мідної втулки СПСК може призвести до її швидкого зносу через електроерозію, особливо враховуючи, що нижній край СПСК характеризується найбільшою густиною струму, що протікає в кристалізаторі. Крім того, збільшення вироблення ГФ призводить до зростання площі контакту зі шлаком і, відповідно, до підвищення температури стінки мідної втулки, що межує з ним. Чим більша площа струмоподвідної втулки захищена графітом, тим менше ймовірність пошкодження втулки в цьому місці ерозією і тим більша ймовірність того, що при якійсь малій площі незахищеної втулки та відповідній малій щільності струму, що проходить через цю частину, можливо утворення шлакової корки на цій малій площі поверхні. Тобто, в якийсь момент і протягом якогось часу може відбутися заміна графітової

Таблиця 2. Вплив зносу нижнього краю ГФ на форму металеві ванни

№ експ.	Знос ГФ O_{gr} , мм	Потужність P_k , кВт	Провідність СПК G_k , См	Глибина МВ H_{mv} , мм	Діаметр дзеркала МВ Φ_m , мм
1	0,1	80,2	44,0	6,7	176
2	1	79,6	43,6	6,2	176
3	4	77,2	42,3	4,28	146
4	8	73,9	40,6	1	74
5	12	70,7	38,7	–	Ванна відсутня
6	16	67	36,8	–	Ванна відсутня

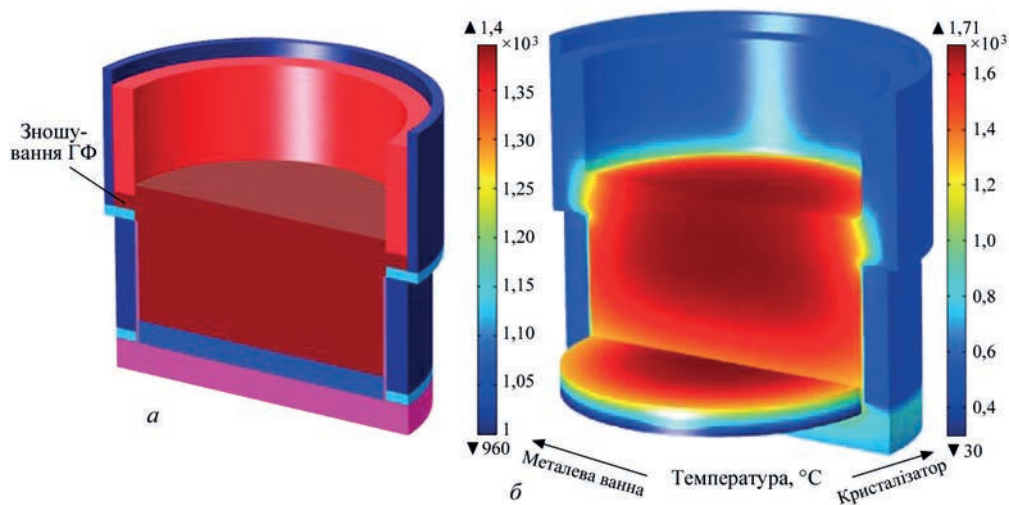


Рис. 4. Приклади результатів моделювання: а – місце зносу графітової футеровки; б – графічний розподіл температури в СПК при деформації ГФ

го захисту якоїсь частини мідної поверхні захистом за допомогою шлакової корки. Але так як струмопідвідна секція підключена до джерела живлення, то при подальшому збільшенні площі незахищеної графітом мідної втулки буде відбуватися нагрів мідної стінки до температури плавлення (близько 1100 °С) і може виникнути аварійна ситуація.

На рис. 4 наведено фрагменти моделювання зносу ГФ.

3. Вплив зміни товщини мідної втулки СПСК на форму металевої ванни. Товщини водоохолоджуваних мідних втулок верхнього СПСК і нижнього ФСК, а також товщина водоохолоджуваного піддона в сумі з заготовкою визначають витратну складову теплового балансу СПК. У результаті зміни товщин вказаних складових конструкції СПК при незмінній напрузі можна змінювати тепловий рівень процесу наплавлення та впливати на форму МВ.

За допомогою створеної моделі проведено аналіз величини впливу зміни товщини стінки мідної втулки СПСК l_{gf} на P_k , G_k і H_{mv} . Початкове значення $l_{gf} = 7$ мм. У табл. 3 наведено результати розрахунків впливу товщини мідної втулки СПСК на параметри МВ. Розрахунки проведено при напрузі на СПК $U = 35,7$ В, відстані між дзеркалом МВ та нижньою кромкою СПСК 58 мм.

Наведені дані свідчать, що при незмінній напрузі практично відсутній вплив товщини стінки мідної втулки СПСК на електропровідність кристалізатора, споживану ним потужність і тем-

пературу сторони втулки, що межує з ГФ. Зміна товщини стінки має відносно малий вплив на глибину МВ. При збільшенні товщини стінки мідної втулки СПСК глибина МВ трохи збільшується, при цьому й діаметр дзеркала або висота циліндричної частини МВ трохи збільшується. Це пояснюється тим, що при збільшенні товщини стінки мідної втулки СПСК збільшується тепловий рівень ШВ за рахунок зменшення втрат через втулку. При незмінній величині споживаної потужності нагрів МВ збільшується. Це супроводжується збільшенням глибини та ширини МВ. Той факт, що незначна зміна товщини стінки призводить до зміни температури сторони втулки, що межує з ГФ, говорить про те, що товщину стінки можна ще зменшити до певної величини, яка залежить від організації системи охолодження мідної втулки. При цьому зменшиться глибина МВ.

У зв'язку з тим, що втулка СПСК знаходиться під тепло- та електрозахистом ГФ, виникає потреба перевірити можливість заміни мідної втулки на сталеву, як менш вартісну.

4. Заміна мідної втулки СПСК на сталеву. Вплив на форму металевої ванни. Експеримент проведено в умовах, аналогічних наведеним у п. 3 розділу. Для експерименту обрано сталь Ст3. Представлені дані (табл. 4) підтверджують, що при заміні мідної втулки СПСК на сталеву та при збереженні такої ж напруги на СПК, як і в попередньому експерименті, споживана потужність і електропровідність СПК залишилися без змін. Проте спостерігалось збільшення теплового впли-

Таблиця 3. Аналіз впливу товщини стінки мідної втулки СПСК на параметри МВ

№ експ.	Товщина мідної стінки l_{gf} , мм	Потужність P_k , кВт	Провідність СПК G_k , См	Глибина МВ H_{mv} , мм	Діаметр дзеркала МВ $\varnothing_{mv}$, мм	Температура мідної стінки, °С
1	7	71,9	56,5	7,2	162	571
2	11	72,0	56,5	7,4	162	580
3	15	72,0	56,5	7,5	164	590

Таблиця 4. Аналіз впливу заміни мідної втулки СПСК на сталеву на форму металевої ванни

№ експ.	Товщина сталевोї стінки l_{gr} , мм	Потужність P_k , кВт	Провідність СПК G_k , См	Глибина МВ H_{mv} , мм	Діаметр дзеркала МВ $\varnothing_{mv}$, мм	Температура сталевої стінки, °С
1	7	71,9	56,5	8,8	172	701
2	11	72,0	56,5	9,7	176	761
3	15	72,0	56,5	10,4	176	810

Таблиця 5. Аналіз впливу товщини стінки мідної втулки ФСК на параметри МВ

№ експ.	Товщина мідної стінки T_{mk} , мм	Потужність P_k , кВт	Провідність СПК G_k , См	Глибина МВ H_{mv} , мм	Діаметр дзеркала МВ $\varnothing_{mv}$, мм	Температура мідної стінки, °С
1	7	76,1	56,5	7	167	559
2	11	76,2	56,5	7,2	167,8	565
3	15	76,2	56,6	10,2	170,2	588

Таблиця 6. Аналіз впливу товщини піддона на параметри МВ

№ експ.	Товщина піддона h_p , мм	Потужність P_k , кВт	Провідність СПК G_k , См	Глибина МВ H_{mv} , мм	Діаметр дзеркала МВ $\varnothing_{mv}$, мм	Макс. температура верхньої поверхні виробу, °С
1	20	71,9	56,5	7,2	162,0	1425
2	26	71,9	56,4	10,5	173,8	1464
3	30	71,9	56,4	12,5	176,0	1486

ву на МВ, що призвело до збільшення її глибини та діаметра дзеркала. З цього випливає, що шляхом зниження напруги на СПК і, відповідно, зниження споживаної потужності СПК, можна повернути характеристики МВ до значень, аналогічних попередньому експерименту (п. 3).

5. Вплив зміни товщини мідної втулки ФСК на форму металевої ванни. Експеримент проведено в умовах, аналогічних п. 3. У табл. 5 наведено дані розрахунку впливу товщини охолоджуваної водою мідної втулки формуючої секції ФСК T_{mk} на P_k , G_k і H_{mv} .

Наведені дані свідчать, що при незмінній напрузі практично відсутній вплив товщини стінки мідної втулки ФСК на електропровідність кристалізатора та споживану ним потужність. Зміна товщини стінки має значніший вплив на глибину МВ, ніж зміна товщини мідної стінки СПСК, через наявність в СПСК теплоізолюючої ГФ. При збільшенні товщини стінки мідної втулки ФСК глибина МВ збільшується, при цьому й діаметр дзеркала МВ збільшується. Це пояснюється тим, що при збільшенні товщини стінки мідної втулки ФСК збільшується тепловий рівень ШВ за рахунок зменшення втрат тепла через втулку. При незмінній величині споживаної потужності нагрів МВ збільшується, що супроводжується збільшенням глибини та ширини МВ. Це важливо в тому випадку, якщо необхідно при заданій напрузі збільшити діаметр дзеркала МВ до максимальної величини.

6. Вплив зміни товщини охолоджуваного водою піддона на форму металевої ванни. Експеримент проведено в умовах, аналогічних описаним у п. 3. У табл. 6 наведено дані розрахунку впливу зміни товщини охолоджуваного водою піддона h_p на P_k , G_k і H_{mv} . Висота виробу в експерименті залишається незмінною $h_{za} = 30$ мм. Наведені дані свідчать, що при незмінній напрузі джерела живлення прак-

тично відсутній вплив зміни товщини піддона на електропровідність кристалізатора та споживану ним потужність.

Зміна товщини піддона призводить до збільшення глибини та діаметра дзеркала МВ. При зменшенні товщини піддона та збільшенні напруги на СПК можна значно покращити форму МВ. На рис. 5 наведено приклад МВ з глибиною $H_{mv} = 2,6$ мм і діаметром дзеркала 176 мм при $U = 51$ В, товщиною піддона $h_p = 5$ мм, $P_k = 116$ кВт і $G_k = 44,5$ См. У даному прикладі при зменшенні товщини піддона досягнуто обмеження за значенням максимального значення температури ШВ $T_{max} < 1800$ °С.

При пошуку конфігурації СПК і напруги на СПК для досягнення мінімальної глибини та максимального діаметра дзеркала ванни були дотримані умови, що температура ШВ у зоні її максимального значення не перевищувала 1800 °С і напруга на СПК не перевищувала 60 В.

7. Вплив зміни діаметра кристалізатора на форму МВ. Експеримент проведено в діапазоні зміни діаметра кристалізатора $D_k = 180...300$ мм.

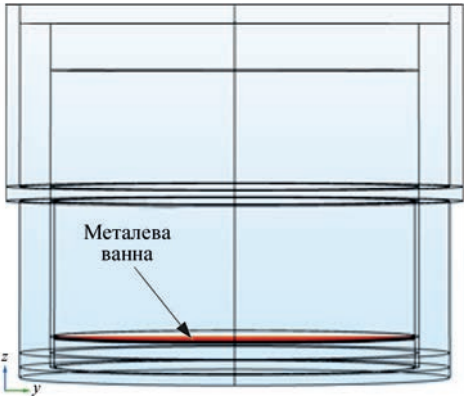


Рис. 5. Приклад металевої ванни з мінімальною глибиною для даної конфігурації СПК при мінімальній товщині піддона

Таблиця 7. Аналіз впливу зміни діаметра кристалізатора на параметри МВ

№ експ.	Діаметр кристалізатора D_k , мм	Потужність P_k , кВт	Провідність СПК G_k , См	Глибина МВ H_{mv} , мм	Діаметр дзеркала МВ $\varnothing_{mv}$, мм	Макс. температура верхньої поверхні виробу, °С
1	180	74,4	60,8	10,6	176	1471
2	220	100,0	81,8	9,7	216	1451
3	260	126,0	102,8	5,7/7,5*	256	1402/1435*
4	300	152,0	124,0	5,1/7,1*	296	1355/1418*

Примітка. *при діаметрі кристалізатора 260 мм і вище; напрузі на СПК $U = 35$ В і відстані між виробом і рівнем нижнього торця СПСК $H_{gl} = 53$ мм МВ приймає форму «сомбреро» [9] (див. рис. 6), яке характеризується двома значеннями параметрів H_{mv} і максимальними значеннями температури поверхні виробу.

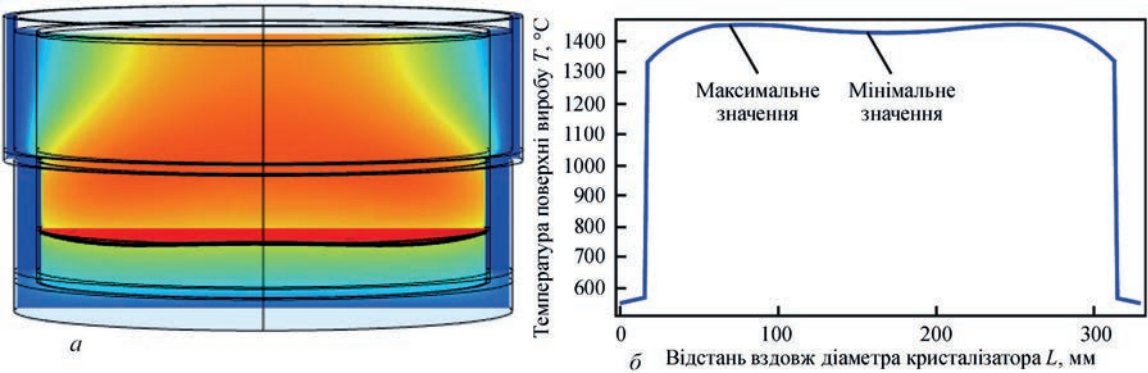


Рис. 6. Форма МВ і температура вздовж діаметра верхньої кромки виробу при діаметрі кристалізатора 260 мм: а – форма МВ «сомбреро»; б – розподіл температури з підтвердженням нерівномірності у формі «сомбреро» з позначенням мінімального та максимального значень температури

Для отримання шуканих параметрів, які не будуть виходити за межі робочих, прийнято значення напруги на СПК $U = 35$ В і відстань між виробом і рівнем нижнього торця СПСК $H_{gl} = 53$ мм. Результати наведено в табл. 7.

Представлені дані свідчать, що при стабільних значеннях напруги на СПК та незмінній відстані між виробом і нижньою кромкою СПСК діаметр дзеркала МВ збільшується майже пропорційно діаметру кристалізатора. Потужність, споживана кристалізатором, та електропровідність зростають приблизно на 20 % швидше. Максимальна температура верхньої поверхні виробу залишається майже незмінною. Водночас глибина МВ зменшується майже вдвічі, що призводить до зростання співвідношення діаметра дзеркала до глибини ($\varnothing_{mv}/H_{mv}$) з 16,6 до 58.

Висновки

За результатами аналізу отриманих експериментальних даних побудовано залежність питомої електропровідності флюсу АНФ-29 від температури ШВ у точці її максимального значення. Отримано залежності потужності, що споживається кристалізатором, від електропровідності ШВ для чотирьох ступенів роботи джерела живлення ТШП-10.

Проведено мультифізичне моделювання, яке дозволяє моделювати процеси джоулевого нагріву для отримання біметалічних виробів у стаціонарному струмопідвідному кристалізаторі з круглим перерізом у процесі плавлення дискретної присад-

ки при її порційному подаванні. Проведені математичні експерименти дозволили виявити шляхи оптимізації деяких значень вихідних параметрів процесу наплавлення, включаючи геометричні параметри СПК.

Отримані при математичному експерименті результати показали, що збільшення глибини ШВ при незмінних інших геометричних параметрах призводить до збільшення глибини МВ. Виявлено значний вплив зносу нижнього краю ГФ на параметри МВ. При збільшенні зносу зменшуються глибина та діаметр МВ, падає електропровідність і споживана потужність ШВ.

Заміна мідної втулки СПСК на сталеву при збереженні напруги на СПК практично не впливає на зміну споживаної потужності та електропровідності, але призводить до збільшення глибини та діаметра МВ.

При незмінній напрузі на СПК практично відсутній вплив зміни товщини стінки мідної втулки СПСК і ФСК на електропровідність кристалізатора та споживану ним потужність.

При незмінній напрузі на СПК практично відсутній вплив зміни товщини піддона на електропровідність кристалізатора та споживану ним потужність. Але збільшення товщини піддона призводить до збільшення глибини та діаметра дзеркала МВ.

При збільшенні діаметра кристалізатора з 180 до 300 мм діаметр дзеркала МВ збільшується майже пропорційно діаметру кристалізатора. Потужність, споживана кристалізатором, та електропро-

відність зростають приблизно на 20 % швидше. Максимальна температура верхньої поверхні виробу залишається майже незмінною. Водночас глибина МВ зменшується майже вдвічі, що призводить до зростання співвідношення діаметра дзеркала до глибини (Φ_{mv}/H_{mv}) з 16,6 до 58.

Аналіз результатів дослідження допоможе у вдосконаленні конструкції кристалізатора та технології проведення процесу плавлення дискретної присадки при порційному подаванні в СПК.

Список літератури

1. Ksendzyk, G.V., Frumin, I.I., Shirin, V.S. *Electroslag remelting and surfacing apparatus*. Patent GB 1568746A, Fil. 22.06.77, Publ.4.06.80. <https://patentimages.storage.googleapis.com/6c/fe/4a/9f5b70c9345524/GB1568746A.pdf>
2. Медовар Б.И. и др. (1986) *Металлургия электрошлакового процесса*. Киев, Наукова думка.
3. Кусков Ю.М., Грищенко Т.И. (2019) Формирование металлической ванны при электрошлаковом процессе в токоподводящем кристаллизаторе. *Автоматическая сварка*, **4**, 42–45. DOI: <https://dx.doi.org/10.15407/as2019.04.07>
4. Мамишев В.А., Шинский О.И., Соколовская Л.А. (2018) Интенсификация внутреннего и внешнего теплоотвода при получении литых заготовок в формах с разными свойствами. Сообщение 2. *Металл и литье Украины*, **5-6**(300-301), 38–45.
5. Медовар Л.Б., Цыкуленко А.К., Чернец А.В. и др. (2000) Исследование влияния параметров двухконтурной схемы ЭШП на размеры и форму металлической ванны. *Проблемы специальной электрометаллургии*, **4**, 3–7.
6. Протокивилон И.В., Порохонько В.Б. (2014) Способы управления кристаллизацией металла слитков при ЭШП. *Современная электрометаллургия*, **3**, 7–15.
7. Hou, Z., Dong, Y., Jiang, Z. et al. (2022) Effect of an external magnetic field on improved electroslag remelting cladding process. *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, **29**, 1511–1521. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12613-021-2277-3>
8. Соловьев В.Г., Кусков Ю.М. (2018) Влияние технологических и электрических параметров ЭШН в токоподводящем кристаллизаторе на скорость плавления электрода и проплавление основного металла. *Автоматическая сварка*, **6**, 24–32. DOI: <https://dx.doi.org/10.15407/as2018.06.03>
9. Матвиенко В.Н., Мазур В.А., Лещинский Л.К. (2015) Оценка формы и размеров сварочной ванны при наплавке комбинированным ленточным электродом. *Автоматическая сварка*, **9**, 30–33.
10. Томиленко С.В., Кусков Ю.М. (2000) Регулирование и стабилизация глубины проплавления основного металла при электрошлаковой наплавке в токоподводящем кристаллизаторе. *Сварочное производство*, **9**, 32–35.
11. Соколовская Л.А., Мамишев В.А. (2009) О математическом моделировании задач с фазовыми переходами в металлургии и литейном производстве. *Процессы литья*, **2**, 24–29.
12. Liu, Fb., Zang, Xm., Jiang, Zh. et al. (2012) Comprehensive model for a slag bath in electroslag remelting process with a current-conductive mould. *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, **19**, 303–311. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12613-012-0555-9>
13. Махненко О.В., Миленин А.С., Козлитина С.С., Дзюбак Л.И. (2016) Оптимизация технологического процесса электрошлаковой плавки стальных цилиндрических слитков на основе результатов математического моделирования. *Зб. докладов 8-й Международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственны́х процессах»*, 19–23 сентября 2016 г., Одесса, сс. 96–101.
14. Zhiwen Hou, Yanwu Dong, Zhouhua Jiang et al. (2018) Simulation of compound rolls produced by electroslag remelting cladding method. *Metals*, **8**(7), 504. DOI: <https://doi.org/10.3390/met8070504>
15. Кусков Ю.М., Соловьев В.Г., Лентюгов И.П., Жданов В.А. (2018) Электрошлаковая наплавка слоев разной толщины в стационарном токоподводящем кристаллизаторе. *Автоматическая сварка*, **10**, 40–44. DOI: <https://dx.doi.org/10.15407/as2018.10.06>
16. Ксэндзык Г.В. (1975) Токоподводящий кристаллизатор, обеспечивающий вращение шлаковой ванны. *Спецэлектрометаллургия*, **27**, 32–40.
17. Гухман А.А. (1973) *Введение в теорию подобия*. 2-е изд. Москва, Высш. школа.

References

1. Ksendzyk, G.V., Frumin, I.I., Shirin, V.S. (1980) *Electroslag remelting and surfacing apparatus*. USA, Patent GB 1568746A, Fil. 22.06.77, Publ.4.06.80. <https://patentimages.storage.googleapis.com/6c/fe/4a/9f5b70c9345524/GB1568746A.pdf>
2. (1986) *Metallurgy of electroslag process*. Ed. by B.I. Medovar at al. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
3. Kuskov, Yu.M., Grishchenko, T.I. (2019) Formation of metal pool in current-supplying mould at electroslag process. *The Paton Welding J.*, **4**, 33–36. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.04.07>
4. Mamyshev, V.A., Shinskii, O.I., Sokolovskaya, L.A. (2018) Intensification of internal and external heat sink at the manufacture of cast billets in molds with different properties. Report 2. *Metal and Casting of Ukraine*, **5-6**(300-301), 38–45 [in Russian]
5. Medovar, L.B., Tsykulenko, A.K., Chernets, A.V. at all (2000) Examination of the effect of the parameters of the two-circuit system of electroslag remelting on the dimensions and shape of the metal pool. *Advances in Special Electrometallurgy*, **4**, 3–7.
6. Protokovilov, I.V., Porokhonko, V.B. (2014) Methods to control metal solidification in ESR. *Sovrem. Elektrometall.*, **3**, 7–15.
7. Hou, Z., Dong, Y., Jiang, Z. et al. (2022) Effect of an external magnetic field on improved electroslag remelting cladding process. *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, **29**, 1511–1521. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12613-021-2277-3>
8. Soloviov, V.G., Kuskov, Yu.M. (2018) Influence of technological and electrical parameters of ESS in current-supplying mould. *The Paton Welding J.*, **6**, 20–27. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2018.06.03>
9. Matvienko, V.N., Mazur, V.A., Leshchinsky, L.K. (2015) Evaluation of shape and sizes of weld pool in surfacing using combined strip electrode. *The Paton Welding J.*, **9**, 28–31. <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.09.04>
10. Tomilenko, S.V., Kuskov, Yu.M. (2000) Regulation and stabilization of base metal depth penetration in electroslag surfacing in current-supplying mould. *Svarochn. Proizvodstvo*, **9**, 32–35 [in Russian].
11. Sokolovskaya, L.A., Mamihev, V.A. (2009) Mathematical modeling of problems with phase transitions in metallurgy and foundry *Protsessy Litya*, **2**, 24–29 [in Russian].
12. Liu, Fb., Zang, Xm., Jiang, Zh. et al. (2012) Comprehensive model for a slag bath in electroslag remelting process with a current-conductive mould. *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, **19**, 303–311. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12613-012-0555-9>
13. Makhnenko, O.V., Milenin, A.S., Kozlitina, S.S., Polishko, A.A., Dzhubak, L.I. (2016) Optimizing technological process of electroslag melting of steel cylindrical ingots based on results of mathematical modeling. In: *Proc. 8th Int. Conf. On Mathematical Modeling and Information Technologies in Welding and Related Processes (19–23 September 2016, Odesa)*, 96–101.
14. Zhiwen Hou, Yanwu Dong, Zhouhua Jiang et al. (2018) Simulation of compound rolls produced by electroslag remelting cladding method. *Metals*, **8**(7), 504. DOI: <https://doi.org/10.3390/met8070504>
15. Kuskov, Yu.M., Soloviov, V.G., Lentyugov, I.P., Zhdanov, V.A. (2018) Electroslag surfacing of layers of different thickness in stationary current-supplying mould. *The Paton Welding J.*, **10**, 33–36. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwg2018.10.06>
16. Ksendzyk, G.V. (1975) Current-supplying mould providing slag pool rotation. *Spets. Elektrometall.*, **27**, 32–40 [in Russian].
17. Gukhman, A.A. (1973) *Introduction to the theory of similarity*. 2nd ed. Moscow, Vysshaya Shkola [in Russian].

OPTIMIZATION OF THE METAL POOL SHAPE DURING ELECTROSLAG MELTING IN A STATIONARY CURRENT-CARRYING MOULD FOR MANUFACTURING OF BIMETALLIC PRODUCTS

V.G. Solovyov, Yu.M. Kuskov, I.Yu. Romanova

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

E-mail: hhsova@gmail.com

Mathematical modeling of multiphysics processes of Joule heating has been conducted, using a finite-element model of a stationary current-carrying mould (CCC). To manufacture bimetallic products using a stationary current-carrying mould with a circular cross-section during melting of a discrete additive at its batch feeding, the study presents the results of calculated assessment of the dependence of such metal pool shape parameters as the mirror diameter and the liquid fraction depth on the slag pool depth and CCC design parameters, namely the mould diameter, the thickness of copper bushings in the mould current-carrying and forming sections, the water-cooled pallet thickness, and the variations in the graphite lining height, because of wear. The findings will contribute to improvement of the mould design, optimization of the metal pool shape, and the technology of discrete additive melting at batch feeding in stationary CCC. 17 Ref., 7 Tabl., 6 Fig.

Keywords: stationary current-carrying mould, metal pool parameters, shape optimization, multiphysics modeling, electrosag surfacing, bimetallic product

Надійшла до редакції 21.02.2024
Отримано у переглянutoму вигляді 04.04.2024
Прийнято 20.05.2024

IX Міжнародна зварювальна виставка ExpoWELDING

Міжнародний конгрес-центр в Катовіце, Польща

15–17 Жовтня 2024



9th International Welding Fair ExpoWELDING

International Congress Centre in Katowice, Poland

15–17 October 2024

ExpoWELDING є найважливішою зварювальною виставкою в Польщі та однією з найкращих галузевих у даній галузі в Європі. Серед учасників виставки – представники провідних польських та міжнародних виробників зварювального обладнання, програмного забезпечення, робототехніки та автоматизації. Виставка – це чудова нагода розпочати та розширити ваші ділові відносини.

За традицією, центральне місце на виставці ExpoWELDING займає Міжнародна конференція зі зварювання, організована її головним спонсором: Łukasiewicz Research Network – Institute of Welding. Конференція є можливістю налагодити зв'язки між польською дослідницькою спільнотою та промисловими технологіями та інженерами, а також представити нові відкриття та оцінити поточний стан знань у галузі зварювання.

3300 спеціалістів галузі, майже 100 експонентів з 11 країн, 10 000 м² виставкової площі, 5 додаткових заходів, 63-я престижна міжнародна конференція зі зварювання – це була 8-а виставка ExpoWELDING у цифрах. Присутність лідерів зварювальної галузі та відомих гостей з провідних зварювальних установ робить ExpoWELDING особливо популярним серед спеціалістів галузі.

ExpoWELDING збирає представників таких галузей, як металургія, гірничодобувна промисловість, суднобудування, будівництво, залізничний транспорт, енергетика, харчова та автомобільна промисловість. Серед відвідувачів – спеціалісти зі зварювання, менеджери та інженери виробничих підприємств, які мають можливість ознайомитися з найновішими пристроями та технологіями, призначеними для промислових зварювальних процесів.

Демонстрація найновіших комплексних зварювальних рішень, а також інструментів, які покращують якість та ефективність, – це лише деякі з атракцій, які чекають на ExpoWELDING.

Тематика виставки:

- Зварювальне обладнання та апарати
- Зварювальні матеріали
- Роботизація та автоматизація зварювання
- Пристрої для різання
- Технічні гази
- Обладнання для охорони праці та захисту навколишнього середовища
- Термічна обробка

Виставка проходить у сучасному та престижному Міжнародному конгрес-центрі в Катовіце.

Детальніше: <https://www.expowelding.pl/2024>

ІСТОРІЯ СТВОРЕННЯ ТА ЗАСТОСУВАННЯ ГАЛОЇДНИХ ФЛЮСІВ

З кінця 1940-х років у країні розгорнулось виробництво конструкцій ракет, термоядерної зброї, реакторів, надшвидкісної авіації, нового класу кораблів. До складу конструкційних матеріалів увійшли титан, ніобій, ванадій, молібден, цирконій, високоміцні алюмінієві сплави, нержавіючі та жароміцні сталі. На той час ракетобудування ставало однією з найважливіших галузей. Компоненти ракетного палива (азотна кислота, кисень у рідкому стані) потрібно було перевозити, зберігати, тримати у паливних баках з алюмінію.

Слід відзначити, що проблемами виготовлення та ремонту відповідальних алюмінієвих конструкцій у Радянському Союзі займалися ще з 1930-х років спеціалізовані інститути та лабораторії авіаційної та хімічної промисловостей. Однак традиційні тогочасні технології газового та атомно - водневого зварювання не забезпечували надійних з'єднань нових конструкційних металів та сплавів, що працюють при високих температурах, в агресивних середовищах та в динамічних умовах навантаження. У США для аналогічних задач з 1940 р. застосовували дугове зварювання в аргоні і гелії. Фахівці НІАТ, ЦНДІ Хіммаш, ЦНДІАМ намагалися відтворити таку технологію Р. Мерідіта (фірма «Нортон ейкрафт»). Водночас, дуга в аргоні з вольфрамовим електродом горіла не стабільно, а в швах з'являлися пори.

У 1945 – 1946 рр. в ІЕЗ спільно зі Жданівським заводом ім. Ілліча (м. Маріуполь) була розроблена конструкція залізничних цистерн та технологія виготовлення, що дозволило організувати масове виробництво. Завдяки впровадженню автоматичного дугового зварювання під флюсом в кілька разів зросло виробництво залізничних цистерн. І хоча це були сталеві цистерни, керівництво країни вирішило «поширити цей успіх на виробництво алюмінієвих цистерн».

ІЕЗ було доручено зайнятися зварюванням алюмінію і, в першу чергу, в стислий термін організувати виробництво цистерн зі сплавів алюмінію. Досвіду зварювання алюмінію та його сплавів в Інституті не було. Директор ІЕЗ академік Є.О. Патон вирішив розвивати технології зварювання під флюсом. Було зрозуміло, що для вирішення проблеми зварювання алюмінію під флюсом потрібні фундаментальні металургійні дослідження.

Директор доручив інженеру-хіміку Д.М. Рабкіну зайнятися даною проблемою. Необхідно було

створити флюси, здатні «зруйнувати» тугоплавку оксидну плівку на поверхні крайок, що зварюються, і не допустити попадання кисню в зону металевої ванни. У 1946 – 1947 рр. було досліджено фізико-хімічні реакції взаємодії між хлором та фтором з компонентами металевої ванни в умовах дії дугової плазми, вивчені особливості плавлення основного та електродного металу, а також кристалізації зварювальної ванни. Результати дослідження стали суттєвим внеском у формування теорії рівноваги хімічних компонентів при розплавленні алюмінієвих сплавів різних систем легування. Було встановлено, що галогеніди лужних та лужно-земельних металів в таких умовах контрагують дугу, змінюють характер проплавлення металу та механізм формування шва.

Д.М. Рабкін з колегами визначили оптимальний склад флюсу з деякими галогенами більш активними, ніж кисень. Проте при реалізації цих фундаментальних металургійних досліджень виникло «неприємне» фізичне явище, оскільки флюси з галогенідами в розплавленому стані мають високу електропровідність, і шунтують дугу. Це впливає на дугу, порушує стабільність її горіння, змінює характер проплавлення металу та подальше формування шва.

У 1949 р. під керівництвом Д.М. Рабкіна був створений новий спосіб механізованого зварювання, коли на зварювану поверхню наносили тонкий шар флюсу, недостатній для «закриття» всієї дуги.



Обговорення наукових результатів у відділі «Фізико-металургійних процесів зварювання легких металів і сплавів» (зліва направо: А.В. Лозовська, Д.М. Рабкін, В.Р. Рябов, А.А. Бондарев, В.Г. Ігнат'єв, А.Я. Іщенко, І.В. Довбищенко)

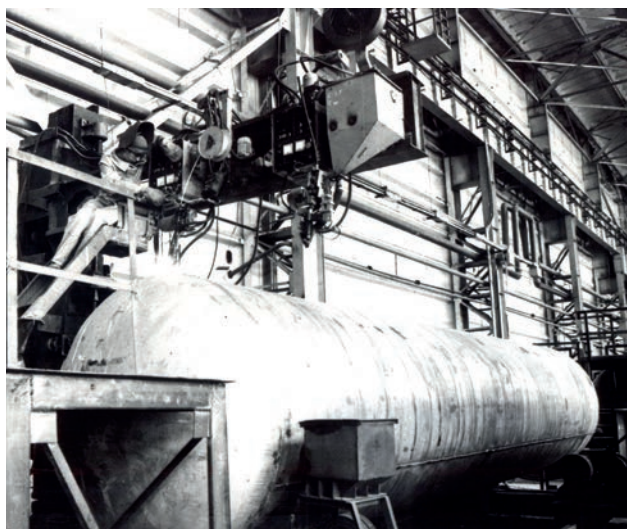


Цистерна з алюмінієвого сплаву, виконана дуговим зварюванням по шару флюсу (технологія Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона)

У стислий термін було організовано потокове виробництво цистерн зі сплаву марки АМц завтовшки 18...20 мм для перевезення та зберігання рідкого кисню та інших компонентів ракетного палива на Уралвагонзаводі (м. Нижній Тагіл, Д.М. Рабкін) та на заводі «Азовмаш» (м. Маріуполь, І.В. Довбищенко), на заводі «Більшовик» (м. Київ) було організовано виробництво алюмінієвих цистерн (Є.А. Асніс). Для більш ефективного виконання поставленої Є.О. Патonom мети, а саме створення способу зварювання під флюсом алюмінію та його сплавів, потрібна була розробка хімічного складу спеціальних флюсів які б мали знижену електропровідність в розплавленому стані. Їх особливістю порівняно з флюсами для зварювання напіввідкритою дугою стала наявність невеликої кількості кремнезему (до 5 %) та підвищений вміст кріоліту. Вони забезпечували достатню стабільність здійснення електродугового процесу зварювання під флюсом.

Результати фундаментальних металургійних та технологічних досліджень стали підґрунтям двох нових технологічних напрямів: 1) зварювальне виробництво конструкцій зі спеціальних легованих сталей, алюмінію, титану та їх сплавів, а також зварюванні виробів з молібдену, ніобію; 2) електрометалургія високоякісного титану, молібдену, вольфраму, ніобію та низки інших металів та їх сплавів.

Розроблені фторидно-хлоридні флюси типу АНТ-1 забезпечили високу якість металу швів при дуговому і електрошлаковому зварюванні титану електродом, який плавиться (Б.І. Ме-



Зварювання цистерн з сплаву АМг6

довар, С.М. Гуревич та ін.). У подальшому були створені технології введення у зону зварювання галогенідів (фторидів та хлоридів) лужних та лужноземельних металів у вигляді компактної флюс-пасти, яку наносили на зварювані кромки – АТІГ процес. Крім іншого, принципово новий науковий напрямок у зварюванні та металургії забезпечив економію інертних газів. Такі флюси за кордоном з'явилися значно пізніше. В даний час це найпоширеніша у світі технологія спорудження великих конструкцій з титану.

Для управління металургійними процесами було запропоновано введення в зону плавлення невеликої кількості багатокомпонентних добавок легкоіонізованих та поверхнево-активних речовин, зокрема в канал металевого дроту (Б.Є. Патон, М.М. Воропай).

Д.і.н. Олександр Корнієнко



Ефективне зварювання TIG без зусиль

Зварювання TIG – це справжнє мистецтво і вершина майстерності у справі з'єднання елементів. Назва Artis походить від латинського слова arte – мистецтво, і Fronius Artis цілком гідний такого імені. Позаяк зварні шви мають відповідати найвищим стандартам за виглядом та якістю, до ваших послуг зручний, легкий та компактний апарат із повсякчас стабільною зварювальною дугою. У лінійках потужності від 170 до 210 А постійного струму пристрої Artis надають цілий спектр функцій, якими зазвичай оснащено лише великі професійні апарати TIG.

Міцний, універсальний і легкий Artis завважки лише десять кілограмів стане у пригоді, коли потрібні досконалі шви на поручнях з нержавіючої сталі або в плавальних басейнах, надійне з'єднання труб або точне зварювання під час виробництва обладнання та контейнерів. Нові системи TIG від Fronius вирізняються зручністю експлуатації, надійністю та енергоефективністю, і, звісно, Artis виконує всі найважливіші функції свого попередника – апарата Fronius TransTig.

Зварювальний комплект TIG – повнофункціональний і довершений. Проста обертальна кнопка і чіткий яскравий функціональний дисплей значно полегшують роботу. Одинадцять найважливіших параметрів зварювання можна миттєво вибрати просто на дисплеї та відразу застосувати. Налаштована імпульсна дуга забезпечує чудовий вигляд шва і неперевершену міцність навіть в умовах обмеженого простору та на тонких поверхнях.

Для повторюваних зварних з'єднань передбачено режим точкового зварювання, що уможливорює рівномірний розподіл точок. За бажання можна вільно вибрати час перерви і продовжити роботу за методом зварювання з інтервалами. Функція виконання прихоплення (TAC) ідеально підходить для прихоплення деталей. Як результат заощаджується до 50 % часу і мінімізується ризик появи кольорів мінливості, що стане значною перевагою, якщо колись згодом зварювання за точками прихоплення здійснюватимуть повторно. Крім того, повністю цифровий Artis можна будь-коли оновити, що підвищує його гнучкість та екологічність. Системну інформацію можна без проблем зчитати через інтерфейс USB, задля безпеки розташований усередині корпусу.

Ощадливе використання енергії. Технології, що використовуються в Artis, дають зварювальнику змогу повністю зосередитися на шві й не



Точність кожного шва: стабільну зварювальну дугу Artis можна скерувати так точно і впевнено, як художник виводить контури пензлем, і в результаті виходять бездоганні шви TIG



Компактний і легкий, Fronius Artis важить лише 9,8 кг, але набір функцій у нього такий самий, як у великого професійного апарата для зварювання TIG

переїматися перепадами напруги. Високотехнологічний інвертор надійно компенсує перебої в мережі до 30 % і забезпечує максимальну вихідну потужність для процесу зварювання. Для джерела живлення з інтелектуальним керуванням навіть чотири хвилини зварювання поспіль не стануть проблемою. Вбудована система компенсації реактивного струму (PFC) забезпечує споживання електроенергії синусоїдального струму, завдяки чому наявне джерело енергії використовується надзвичайно раціонально. Із мережі береться саме стільки енергії, скільки потрібно. Це заощаджує електроенергію і збільшує радіус дії. Втрат енергії не буде навіть за використання довгих мережевих кабелів. Ця система покращує сумісність із гене-



Якщо ваша репутація залежить від якості швів, правильним вибором буде Fronius Artis із неперевершено стабільною зварювальною дугою



Новий Fronius Artis – це мобільне джерело живлення TIG із широким спектром функцій та цілою низкою індивідуальних налаштувань

раторами і діє як захист від перенапруги за показників до 400 В.

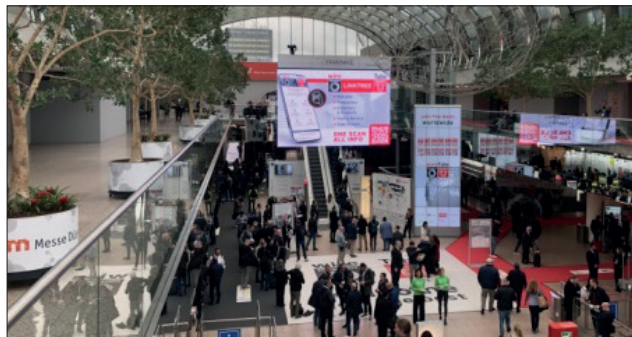
Зварювальні функції електрода. В імпульсному режимі зварювання електродом Artis ефективно перекриває проміжки, спрощує роботу в обмеженому просторі та покращує якість вертикальних швів. Функція підпалу працює бездоганно, що дає змогу уникнути прилипань електрода та розривів зварювальної дуги. Крім того, зварювальний апарат передбачає власні характеристики для оптимального зварювання електродами з целюлозним покриттям, зокрема підвищену напругу холостого ходу та потужність підпалу.

Тривалий термін служби завдяки жорстким випробуванням на довговічність. Усі зварювальні апарати від Fronius вирізняються особливою міцністю, надійністю та довговічністю. Вони чудово підходять для щоденного використання, надійно виконують поставлені завдання в непростих ситуаціях, під час негоди та за складних умов навколишнього середовища. Перш ніж вийти із заводу, кожен пристрій проходить вісім суворих випробувань на довговічність. Вимоги, що їх містять внутрішні стандарти Fronius, набагато жорсткіші за законодавчо встановлені граничні значення. Artis перевірено на стійкість до падіння й механічних ударів, до впливу вологи, холоду і соляного туману; апарат трясли, піддавали випробуванню дрібним металевим пилом і тестували період включення – словом, робили все, аби переконатися, що міцний корпус багато років поспіль надійно захищатиме високі технології всередині.

ТОВ «ФРОНІУС УКРАЇНА»
Тел.: +38 044 277-21-41
sales.ukraine@fronius.com
www.fronius.ua

«ДНІПРОМЕТИЗ ТАС»: РОЗШИРЕННЯ ГОРИЗОНТІВ НА ВИСТАВЦІ DÜSSELDORF WIRE 2024

З 15 по 19 квітня 2024 року у місті Дюссельдорф, Німеччина, відбулася виставка Wire 2024, яка є найбільшим міжнародним заходом, присвяченим виробництву дроту, кабелів та пов'язаного обладнання та технологій, і проводиться один раз на два роки.



На цій виставці представлені найновіші розробки і інновації у галузі виробництва та застосування дроту та кабелів, а також супутнього обладнання та матеріалів. Це важливе місце для зустрічей та обміну досвідом для фахівців з різних секторів, таких як енергетика, телекомунікації, автомобільна промисловість та будівництво. Для заводу «ДНІПРОМЕТИЗ ТАС» це не лише можливість представити свою продукцію, а й довести своє прагнення до інновацій та якості.

Протягом п'яти днів, наповнених енергією та динамікою, увага була спрямована на інновації та нові тенденції. Автоматизація та роботизація процесів виявилися вирішальними чинниками покращення якості та стабільності зварних з'єднань, що є важливими у контексті орієнтації на майбутнє.

Виставка розмістилась у вісімнадцяти павільйонах загальною площею близько 306888 квадратних метрів і зібрала понад 2725 компаній із 64 країн світу. Подолав всі проблеми військового часу три українські компанії змогли прийняти участь в роботі виставки Wire на самостійних стендах: ТОВ «Дніпрометиз» – м. Дніпро, ПАТ «Виробниче об'єднання «Стальканат-Сілур» – м. Одеса, ПРАТ «Гарант Метиз Інвест» – м. Жовті Води.

До початку виставки було видано березневий випуск журналу *Wire Journal*, який є офіційним виданням Міжнародної дротяної асоціації. На 120 сторінках журналу наведено декілька наукових статей та «безліч» корисної інформації для виробників та споживачів дроту та продукції з нього. Кожного дня під час виставки вільно розповсюджувалась щоденна двомовна (англійською та німецькою мовами) виставкова газета *Daily WIRE & TUBE*. Каталог* виставки Wire майже на 600 сторінках містить повну контакту інформацію о компаніях і фірмах, які прийняли участь в роботі Wire – 2024.

Завод «ДНІПРОМЕТИЗ ТАС» гідно виступив поряд з іншими провідними світовими компаніями у галузі зварювання та різання металів, презентуючи свою продукцію.

Відвідувачі, що завітали на стенд «ДНІПРОМЕТИЗ ТАС», мали неповторну можливість ознайомитися із повним асортиментом зварювальних матеріалів, отримати детальну інформацію про продукцію українського бренду, а також поспілкуватися з представниками заводу.

На стенді був представлений зварювальний дріт в асортименті:

- обміднений зварювальний дріт G4Si1 суцільного перерізу діаметрами 0,8 мм; 1,0 мм; 1,2 мм; 1,4 мм; 1,6 мм; 2,0 мм на касетах по 15; 5; 2,5; 1 кг з прецизійним намотуванням;
- дріт зварювальний без покриття полірований суцільного перерізу діаметрами 0,8 мм; 1,0 мм; 1,2 мм; 1,6 мм на касетах по 15 кг та 18 кг;
- для роботизованих комплексів зварювальний дріт у фірмовій упаковці – у діжках, масою 250 кг.

Особливий інтерес відвідувачів викликала наявність сертифіката відповідності від Deutsche Bahn. Цей сертифікат підтверджує високу якість та безпеку продукції, які відпові-



* З каталогом виставки WIRE можна ознайомитись в редакції журналу «Автоматичне зварювання».



дають європейським стандартам. Це збільшило довіру клієнтів та партнерів до продукції.

Мета участі компанії «ДНІПРОМЕТИЗ ТАС» на виставці WIRE 2024 – не тільки продемонструвати продукцію, але й підтвердити репутацію надійного партнера з високими стандартами якості та обслуговування. Компанія прагнула, щоб кожен відвідувач стенду не просто бачив постачальника, а й стратегічного партнера, готового допомогти їм досягти успіху.

Підсумовуючи результати участі в виставці Wire 2024, варто відзначити зацікавленість споживачів із різних країн у зварювальних матеріалах від українських виробників. За п'ять днів команда «ДНІПРОМЕТИЗ ТАС» прове-

ла численні зустрічі з існуючими та потенційними клієнтами, а також прийняла участь у ефективному обміні досвідом та ідеями з іншими виробниками зварювальних матеріалів та представниками суміжних галузей.

Зараз ведуться переговори щодо постачання зварювального дроту та електродів виробництва «ДНІПРОМЕТИЗ ТАС» новим потенційним клієнтам в різних регіонах світу. Завдяки високій якості та надійності своєї продукції, «ДНІПРОМЕТИЗ ТАС» продовжує успішно завойовувати закордонні ринки, демонструючи свою продукцію клієнтам із різних країн, та підтримуючи високий статус маркування «MADE IN UKRAINE» на світовому рівні.