

З АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ 3 2025

«Автоматичне зварювання»

«Avtomatychne Zvaryuvannya» (Automatic Welding)

Видається з 1948 р.

www.patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as

Published since 1948

ЗМІСТ

НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

- Кривцун І.В., Момот А.І., Денисенко І.Б.* Модель анодного шару електричної дуги з анодом, що випаровується..... 3
- Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Шваб С.Л., Петриченко І.К., Радченко Л.М.* Аргондугове зварювання жароміцного титанового сплаву із застосуванням активуючих флюсів..... 10
- Жданов С.Л., Гайворонський О.А., Позняков В.Д., Baudin T., Zavadovcev A.V., Герасименко А.М., Богодіст Р.В.* Вплив дугового зварювання та високочастотного механічного проковування на механічні властивості та опір крихкому руйнуванню зварних з'єднань сталі S420NL 17
- Головко В.В., Костін В.А., Жуков В.В.* Вплив дисперсних оксидів на кінетику структурних перетворень металу зварних швів..... 23

ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

- Скрябінський В.В., Нестеренков В.М., Русиник М.О., Загорніков В.І., Гончаренко О.І., Клочков І.М.* Вплив технології електронно-променевого зварювання на ширину зони знеміцнення алюмінієвого сплаву 2219 33
- Вієлянська Н.В., Senderowski C., Цимбаліста Т.В., Янцевич К.В., Кільдїй А.І., Гудименко О.Й.* Детонаційне напилення покриттів, що містять МАХ-фазу Cr_2AlC 39
- Рябцев І.О., Бабінець А.А., Рябцев І.І., Лентюгов І.П.* Методи підвищення втомної довговічності наплавлених деталей (Огляд) 45
- Левченко О.Г.* Шкідливі та небезпечні фактори зварювальних процесів..... 51
- Максимов С.Ю., Бабінець А.А., Лентюгов І.П., Осін В.В.* Зварювально-технологічні властивості економнолегованих порошкових дротів для зміцнення та відновлення деталей дуговим наплавленням..... 56

ІНФОРМАЦІЯ

- 20 років СМТ..... 61
- Коливач РМ-ВМО-120..... 62

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Krivtsun I.V., Momot A.I., Denysenko I.B.* Model of the anode layer of an electric arc with an evaporating anode....3
- Akhonin S.V., Bilous V.Yu., Selin R.V., Schwab S.L., Petrychenko I.K., Radchenko L.M.* High-temperature titanium alloy TIG welding using activating fluxes 10
- Zhdanov S.L., Haivoronsky O.A., Poznyakov V.D., Baudin T., Zavadovcev A.V., Gerasymenko A.M., Bogodist R.V.* Impact of arc welding and high frequency mechanical peening on the mechanical properties and resistance to brittle fracture of welded joints of S420NL steel..... 17
- Holovko V.V., Kostin V.A., Zhukov V.V.* Dispersed oxides influence on the kinetics of the weld metal structural transformations 23

INDUSTRIAL

- Skryabinsky V.V., Nesterenkov V.M., Rusynuk M.O., Zagornikov V.I., Goncharenko O.I., Klochkov I.M.* Influence of electron beam welding technology on the width of the softening zone of 2219 aluminum alloy..... 33
- Vigilianska N.V., Senderowski C., Tsybalista T.V., Iantsevitch K.V., Kildiy A.I., Gudymenko O.Yo.* Detonation spraying of coatings containing the Cr_2AlC MAX-phase..... 39
- Ryabtsev I.O., Babinets A.A., Ryabtsev I.I., Lentyugov I.P.* Methods for increasing fatigue life of deposited parts (Review)..... 45
- Levchenko O.G.* Harmful and dangerous factors of the welding processes 51
- Maksymov S.Yu., Babinets A.A., Lentyugov I.P., Osin V.V.* Welding and technological properties of economically alloyed flux-cored wires for strengthening and repair of parts by arc surfacing..... 56

INFORMATION

- 20 years of CMT 61
- Oscillator PM-WMO-120..... 62



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, В.А. Костін, Ю.М. Ланкін,

Л.М. Лобанов, С.Ю. Максимов,

О.В. Махненко, М.О. Пашин,

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;

А.Л. Маїстренко,

Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАНУ;

В.В. Перемітько,

Дніпровський державний технічний університет, Кам'янське;

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, 141, 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 3041-2374 print

ISSN 3041-234X online

DOI: <http://dx.doi.org/10.37434/as>

Передплата 2025

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 любий рік.

Статті з журналу «Автоматичне зварювання» вибірково
перевидаються 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, Ukraine):

I.V. Krivtsun (Editor-in-Chief),

O.M. Berdnikova, V.V. Knysh,

V.M. Korzhik, V.A. Kostin, 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, Ukraine;

V.V. Kvasnytskyi, E.P. Chvertko, NTUU «Igor Sykorsky
Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv, Ukraine;

A.L. Maistrenko, V. Bakul Institute for Superhard Materials
of the NASU, Kyiv, Ukraine;

V. V. Peremitko, Dniprovsky State Technical University,
Kamianske, Ukraine;

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, 141, 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 3041-2374 print

ISSN 3041-234X online

DOI: <http://dx.doi.org/10.37434/as>

Subscription 2025

Subscription index 70031.

6 issues per year, back issues available.

\$192, subscriptions for the printed (hard copy) version,
air postage and packaging included.

\$156, subscriptions for the electronic version
(sending issues of Journal in pdf format
or providing access to IP addresses).

Subscription is possible for previous issues for any year.

Articles from «Avtomatychnе Zvaryuvannya» (Automatic Welding)
journal is republished selectively in English in
«The Paton Welding Journal»:

www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

Publisher is not responsible
for the content of the promotional material.

Підписано до друку 12.06.2025.

Формат 60×84/8. Офсетний друк. Ум. друк. арк. 7.4.

Друк ТОВ «ДІА». 03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

МОДЕЛЬ АНОДНОГО ШАРУ ЕЛЕКТРИЧНОЇ ДУГИ З АНОДОМ, ЩО ВИПАРОВУЄТЬСЯ

І.В. Кривцун¹, А.І. Момот^{1,2}, І.Б. Денисенко^{1,3}

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: krivtsun@paton.kiev.ua

²Київський національний університет імені Тараса Шевченка. 01601, м. Київ, вул. Володимирська, 64/13.

³Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна. 61022, м. Харків, майдан Свободи, 4.

Запропоновано математичну модель анодного шару дуги з анодом, що випаровується в конвективному режимі. Сформульовано систему диференціальних рівнянь для опису просторових розподілів концентрації іонів, температури електронів і важких частинок (атомів та іонів) плазми в анодному шарі. З метою визначення відповідних крайових умов запропоновано підхід для обчислення параметрів плазми на межах анодного шару з газодинамічною областю (стовпом дуги) і з шаром просторового заряду, який формується біля поверхні анода. Цей підхід дозволяє знайти концентрації та температури частинок плазми, її швидкість руху та тиск на краях анодного шару як у конвективному режимі випаровування металу анода, так і у дифузійному режимі випаровування (з урахуванням дифузійної швидкості металевої пари). Обчислення проведені для трьох різних металів анода: Fe, Cu, Al. Знайдено температуру поверхні анода, при якій відбувається перехід від дифузійного до конвективного режиму випаровування. Бібліогр. 17, табл. 1, рис. 4.

Ключові слова: анодний шар, електрична дуга, математична модель, анод, що випаровується, металева пара, конвективне випаровування, дифузійне випаровування

Вступ. Гібридне (ТІГ + лазер) зварювання поєднує дугове зварювання неплавким електродом з лазерним зварюванням [1, 2]. Таке поєднання дозволяє значно підвищити продуктивність зварювального процесу та збільшити глибину проплавлення у порівнянні зі звичайним ТІГ-зварюванням [3–5].

При ТІГ + лазер зварюванні поверхня зварюваного металу (анода) в зоні дії сфокусованого лазерного випромінювання може нагріватися до температур, що перевищують його температуру кипіння. Це призводить до інтенсивного випаровування металу з поверхні анода, у результаті чого пари металу витісняють захисний газ і прианодна плазма в цій зоні стає однокомпонентною (містить лише частинки металу). Такий режим випаровування зветься конвективним. За нижчих температур метал з поверхні зварювальної ванни також випаровується, але не витісняє захисний газ (дифузійний режим випаровування), і плазма є двокомпонентною (містить частинки газу та металу).

Конвективний потік металевої пари істотно змінює розподілені параметри плазми стовпа дуги (швидкість, температуру, тиск, хімічний та іонізаційний склад), а також просторовий розподіл її електромагнітних характеристик. В анодному шарі дуги та у зварюваному металі суттєво змінюються процеси переносу енергії, імпульсу, маси та заряду. Таким чином, дослідження анодного шару в умовах інтенсивного випаровування металу з поверхні аноду є важливим кроком до глибокого розуміння фізики гібридного (ТІГ + лазер) зварювання та подальшого удосконалення його технології.

Через малі розміри, високі температури, швидкоплинність процесів і складність прямого спостереження експериментальні дослідження анодних явищ значно ускладнені. Тому теоретичне дослідження й математичне моделювання є ефективними інструментами для вивчення та аналізу фізичних процесів, що відбуваються в анодному шарі.

Будемо розглядати центральну частину дуги, де можна вважати, що параметри прианодної плазми змінюються лише вздовж осі, перпендикулярній до поверхні анода, тобто модель анодного шару дугової плазми $0 \leq x \leq L_a$ буде одновимірною (див. рис. 1). Крім того, будемо розглядати анодний шар за межами області просторового заряду $0 \leq x \leq L_D$,

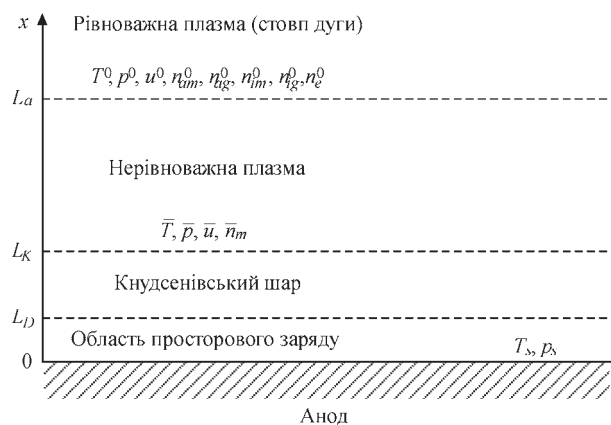


Рис. 1. Схематичне зображення анодного шару

Кривцун І.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9818-3383>, Момот А.І. – <https://orcid.org/0000-0001-8162-0161>,

Денисенко І.Б. <https://orcid.org/0000-0001-7343-086X> Doi

© І.В. Кривцун, А.І. Момот, І.Б. Денисенко, 2025

яка формується біля поверхні анода та має характерний розмір порядку довжини Дебая $L_D \sim 10^{-7}$ м [6], тобто в нашій моделі плазма анодного шару є квазінейтральною $n_e = n_i$, $n_{i,e}$ – концентрація іонів (електронів), але іонізаційно та термічно нерівноважною (температура електронів не дорівнює температурі важких частинок $T_e \neq T_h$). В анодному шарі можна виділити кнудсенівський шар для атомів металу $x \leq L_K$, характерні розміри якого – порядку довжини атом-атомних зіткнень, яка для плазми міді атмосферного тиску становить $\sim 10^{-6}$ м [6]. У стовпі дуги ($x \geq L_a$) плазма вважається іонізаційно та термічно рівноважною.

Основні рівняння моделі анодного шару.

Розглянемо анодний шар електричної дуги, через який протікає струм з густиною $j_0 = e(J_i - J_e)$, де $J_{i,e}$ – густина потоку іонів та електронів; e – елементарний заряд. Будемо вважати, що плазма містить лише однозарядні іони.

В умовах конвективного випаровування металу анода плазма в анодному шарі є однокомпонентною (містить лише іони та атоми металу) і рухається з середньомасовою швидкістю u від поверхні анода. Тоді рівняння енергії для важких частинок плазми матиме вигляд [7]:

$$(n_i + n_a)u \nabla \frac{5}{2} kT_h - u \nabla [(n_i + n_a)kT_h] = -\nabla q_h - eJ_i \nabla \phi + \kappa_{eh} n_i k(T_e - T_h), \quad (1)$$

де ϕ – електричний потенціал; κ_{eh} – частота обміну енергією між електронами та важкими частинками; k – стала Больцмана. У записі рівняння (1) враховано, що $J_i + J_a \approx 0$.

Без врахування кінетичних поправок густину потоку тепла важких частинок можна записати як:

$$q_h = -\lambda_h \nabla T_h, \quad (2)$$

де λ_h – коефіцієнт теплопровідності важких частинок.

Рівняння енергії для електронів має вигляд:

$$(n_i u + J_e) \nabla \frac{5}{2} kT_e - u \nabla (n_i kT_e) = -\nabla q_e + eJ_e \nabla \phi - \kappa_{eh} n_i k(T_e - T_h) - \left(U_i + \frac{5}{2} kT_e \right) \omega_i - w_{rad}, \quad (3)$$

де U_i – потенціал іонізації; ω_i – частота генерації іонів (електронів) в одиниці об'єму (див. рівняння (5)); w_{rad} – питомі втрати енергії на випромінювання плазми, $J_e = J_i - j_0/e$. Густина потоку тепла електронів з урахуванням передачі енергії між електронами та важкими частинками внаслідок їх відносного дрейфу, має вигляд:

$$q_e = -\lambda_e \nabla T_e + kT_e \left[A_a^{(e)} \left(1 + \frac{n_i}{n_a} \right) J_i - (A_i^{(e)} + A_a^{(e)}) \frac{j_0}{e} \right], \quad (4)$$

де λ_e – коефіцієнт теплопровідності електронів, $A_a^{(e)}$ – кінетичні коефіцієнти.

Рівняння неперервності для іонів можна записати як:

$$\nabla (n_i u + J_i) = \omega_i = k_i n_i n_a - k_r n_i^3, \quad (5)$$

де $k_{i,r}$ – коефіцієнти іонізації та рекомбінації.

З рівнянь руху електронів та іонів [7] можна отримати наступний вираз для густини потоку іонів:

$$J_i = \frac{1}{\gamma_e + \gamma_i} \left\{ -k(T_e + T_h) \frac{n_a}{n_i + n_a} \nabla n_i + kT_h \frac{n_i}{n_i + n_a} \nabla n_a - \left(\frac{n_a}{n_i + n_a} + C_e^{(e)} + C_i^{(e)} \right) n_i k \nabla T_e + (\zeta_e + \zeta_i) \frac{j_0}{e} \right\} \quad (6)$$

та вираз для визначення електричного потенціалу плазми:

$$\nabla \phi = \frac{1}{n_i e (\gamma_i + \gamma_e)} \times \left\{ \left[\left(\gamma_e \frac{n_i}{n_i + n_a} + \gamma_i \right) kT_e - \gamma_e \frac{n_a}{n_i + n_a} kT_h \right] \times \nabla n_i + \gamma_e \frac{n_i}{n_i + n_a} kT_h \nabla n_a + \left[\gamma_e \left(\frac{n_i}{n_i + n_a} - C_i^{(e)} \right) + \gamma_e (1 + C_e^{(e)}) \right] n_i k \nabla T_e + (\gamma_e \zeta_i - \gamma_i \zeta_e) \frac{j_0}{e} \right\}, \quad (7)$$

де

$$\begin{aligned} \gamma_e &= v_{ea} \mu_{ea} (n_i + n_a), \\ \gamma_i &= v_{ia} \mu_{ia} (n_i + n_a), \\ \zeta_e &= v_{ea} \mu_{ea} n_a + v_{ei} \mu_{ei} n_i, \\ \zeta_i &= -v_{ei} \mu_{ei} n_i, \\ \mu_{\alpha\beta} &= \frac{m_\alpha m_\beta}{m_\alpha + m_\beta}, \end{aligned} \quad (8)$$

$v_{\alpha\beta}$ – частота зіткнень з передачею імпульсу між частинками сорту α та β ; m_α – маса частинки α -сорту ($\alpha = e, i, a$); $C_e^{(e)}, C_i^{(e)}$ – коефіцієнти термодифузії, що пов'язана з градієнтом температури електронів.

Таким чином, рівняння (1), (3) та (5) являють собою систему трьох диференціальних рівнянь другого порядку відносно трьох невідомих функцій $T_h(x)$, $T_e(x)$ та $n_i(x)$. Якщо у цих рівняннях покласти $u = 0$, то вони переходять у рівняння для нерухомої плазми, які можна знайти в роботі [6]. У систему (1), (3) та (5) також входять параметри $n_a(x)$ і $u(x)$, для визначення яких можна використати закони збереження потоку частинок і потоку імпульсу:

$$\begin{aligned} \rho(x)u(x) &= \text{const} = C_1, \\ \rho(x) + \rho(x)u(x)^2 &= \text{const} = C_2, \end{aligned} \quad (9)$$

де $\rho(x) = m_a(n_a + n_i)$ – густина плазми (тут враховано, що $m_e \ll m_a$, $m_i \approx m_a$), $p(x) = n_i k(T_h + T_e) + n_a k T_h$ – тиск.

Крайові умови для моделі анодного шару. Метою даної роботи є формулювання крайових умов для системи диференціальних рівнянь (1), (3), (5). Спочатку розглянемо крайові умови на межі анодного шару зі стовпом дуги ($x = L_a$), де плазма вважається рівноважною як іонізаційно, так і термічно, а також однорідною. Будемо позначати параметри плазми на цій межі верхнім індексом «0»: $T^0 = T_e = T_h$ – температура; p^0 – тиск; u^0 – середньомасова швидкість плазми.

Відповідно до роботи [8] будемо вважати, що тиск p^0 і швидкість u^0 пов'язані співвідношенням Ренкіна–Гюгоніо для ударної хвилі, яка в умовах конвективного випаровування рухається по зовнішньому незбуреному газу:

$$u^0 = \frac{p^0 - p_{atm}}{\sqrt{\frac{\rho_{ext}}{2} [p^0(\gamma + 1) + p_{atm}(\gamma - 1)]}}, \quad (10)$$

де p_{atm} – атмосферний тиск (тиск у зовнішньому газі – аргоні); ρ_{ext} – густина зовнішнього газу за $p = p_{atm}$ і $T_{ext} = 300$ К; $\gamma = 5/3$ – показник адиабати для одноатомного газу.

Для знаходження складу плазми при $x = L_a$ маємо наступні рівняння:

– рівняння Саха

$$\frac{n_a^0 n_i^0}{n_a^0} = \left(\frac{2\pi m_e k T^0}{h^2} \right)^{3/2} \frac{2\theta_i}{\theta_a} \exp\left(-\frac{eU_i}{kT^0} \right), \quad (11)$$

де h – стала Планка; $\theta_i = (2L_i + 1)(2S_i + 1)$ і $\theta_a = (2L_a + 1)(2S_a + 1)$ – статистичні суми (ваги) іона та атома; $L_{i,a}$ і $S_{i,a}$ – повне орбітальне та спінове квантове число;

– закон Дальтона (з урахуванням квазінейтральності плазми)

$$p^0 = kT^0(n_a^0 + 2n_i^0). \quad (12)$$

Рівняння для знаходження T^0 можна отримати наступним чином [9], враховуючи що при $x \geq L_a$ плазма є однорідною та іонізаційно рівноважною, рівняння (1), (3) можна записати як:

$$\begin{aligned} -eJ_i \nabla \varphi + \kappa_{eh} n_i k(T_e - T_h) &= 0, \\ eJ_e \nabla \varphi - \kappa_{eh} n_i k(T_e - T_h) - w_{rad} &= 0. \end{aligned} \quad (13)$$

Склавши ці рівняння, отримуємо $-j_0 \nabla \varphi = w_{rad}$.

Враховуючи, що в однорідній плазмі $j_0 = -\sigma \nabla \varphi$, отримуємо:

$$\frac{j_0^2}{\sigma(T^0, p^0)} = w_{rad}(T^0, p^0), \quad (14)$$

де з урахуванням (7) маємо:

$$\sigma(T^0, p^0) = e^2 n_i^0 \frac{\gamma_e + \gamma_i}{\gamma_i \zeta_e - \gamma_e \zeta_i}. \quad (15)$$

Рівняння (14) можна використовувати для знаходження температури T^0 . Таким чином, параметри плазми $n_a^0, n_i^0, T^0, p^0, u^0$ на межі $x = L_a$ визначаються з рівнянь (10), (11), (12), (14), які необхідно доповнити одним із рівнянь (9). Тому необхідно визначити одну з констант C_1, C_2 .

Далі потрібно знайти крайові умови на іншій межі анодного шару, а саме на межі з областю просторового заряду $x = L_D$. За малих швидкостей конвективного руху металеві плазми від поверхні анода, порівняно зі швидкістю звуку, параметри атомної компоненти плазми (концентрація, швидкість, температура) майже не змінюються в межах кнудсенівського шару [10, 11], тому вказані параметри можна визначити для $x = L_K$. Величини на цій межі позначаються ризкою зверху. Оскільки плазма тут є слабоіонізованою $\bar{n}_i \ll \bar{n}_a$ [6], то іони та електрони не впливають на формування кнудсенівського шару для атомів, і можна використовувати підхід до його опису, який запропонований в [8].

$$\begin{aligned} \frac{\bar{n}_a}{n_s} &= \sqrt{\frac{T_s}{T_h}} \left[\left(m^2 + \frac{1}{2} \right) e^{m^2} \operatorname{erfc}(m) - \frac{m}{\sqrt{\pi}} \right] + \\ &+ \frac{1}{2} \frac{T_s}{T_h} \left[1 - \sqrt{\pi} m e^{m^2} \operatorname{erfc}(m) \right], \end{aligned} \quad (16)$$

$$\frac{\bar{T}_h}{T_s} = \left[\sqrt{1 + \pi \frac{m^2}{64}} - \sqrt{\pi} \frac{m}{8} \right]^2, \quad (17)$$

де \bar{n}_a , \bar{T}_h і \bar{u} – концентрація, температура та швидкість атомів металу на межі кнудсенівського шару; $\bar{u} = m \sqrt{2k\bar{T}_h / m_a}$; n_s – концентрація атомів насиченої пари за температури поверхні металу анода T_s .

Закони збереження (9) можна записати як:

$$\begin{aligned} \bar{n}_a \bar{u} &= (n_a^0 + n_i^0) u^0, \\ \bar{n}_a k \bar{T}_h + m_a \bar{n}_a \bar{u}^2 &= p^0 + m_a (n_a^0 + n_i^0) (u^0)^2. \end{aligned} \quad (18)$$

Отже, для визначення шести параметрів $n_a^0, n_i^0, T^0, p^0, u^0, \bar{u}$ маємо відповідно шість рівнянь: (10), (11), (12), (14), (18). Зовнішніми параметрами є j_0 і T_s .

Таким чином, крайові умови для рівнянь (1), (3) та (5) при $x = L_a$ мають вигляд

$$T_h|_{L_a} = T_e|_{L_a} = T^0, \quad n_i|_{L_a} = n_i^0. \quad (19)$$

Температура важких частинок при $x = L_K$ дорівнює:

$$T_h|_{L_K} = \bar{T}_h. \quad (20)$$

Як було вказано вище, умова (20), задана при $x = L_K$, залишається справедливою при $x = L_D$ і може бути використана як крайова для рівняння (1).

Крайову умову для рівняння (3) на межі області просторового заряду можна визначити, використовуючи наступний вираз для потоку тепла електронів [12]:

$$\left(q_e + \frac{5}{2} kT_e J_e \right) \Big|_{L_D} = (2kT_e J_e + e\varphi_{sh} J_e) \Big|_{L_D}, \quad (21)$$

де

$$J_e \Big|_{L_D} = -\frac{n_i v_{Te}}{4} \exp\left(-\frac{e\varphi_{sh}}{kT_e}\right) \Big|_{L_D}, \quad v_{Te} = \sqrt{\frac{8kT_e}{\pi m_e}}. \quad (22)$$

Тут φ_{sh} – електричний потенціал на межі шару просторового заряду (потенціал поверхні анода вважається рівним нулю).

З урахуванням зіткнень іонів з атомами металу в області просторового заряду швидкість іонів у напрямку анода на межі цієї області можна задати як [13]:

$$u_i \Big|_{L_D} = -\frac{v_B}{\sqrt{1 + \frac{\pi L_D}{2\lambda_i}}} = \left(\bar{u} + \frac{J_i}{n_i} \right) \Big|_{L_D}, \quad (23)$$

де $v_B = \sqrt{k(T_e + T_h)/m_a} \Big|_{L_D}$ – швидкість Бома; λ_i – довжина вільного пробігу іонів, і використовувати співвідношення (23) в якості крайової умови для рівняння (5).

Значення потенціалу на межі шару просторового заряду можна знайти, підставивши вирази (22), (23) у співвідношення $j_0 = e(J_i - J_e)$, що дає:

$$\varphi_{sh} = -\frac{kT_e}{e} \ln \frac{4}{v_{Te}} \left(\frac{j_0}{en_i} + \frac{v_B}{\sqrt{1 + \pi L_D/2\lambda_i}} + \bar{u} \right). \quad (24)$$

Зазначимо, що у крайові умови (19), (20), (21) і (23) входять параметри плазми на межах анодного шару зі стовпом дуги і з шаром просторового заряду.

Параметри плазми на межах анодного шару.

У цьому розділі будуть обчислені деякі значення параметрів плазми, як функції T_s , для трьох варіантів металу анода: залізо, мідь та алюміній, зовнішній газ – аргон. Також буде розглянуто перехід від дифузійного режиму випаровування до конвективного.

Для початку розглянемо наближення, коли дифузійна швидкість парів металу вважається нульовою ($u_m^0 = 0$). Перехід від дифузійного режиму випаровування металу анода до конвективного буде визначатись температурою поверхні анода T_s і тиском зовнішнього газу p_{ext} . Вважаючи, що зовнішній тиск дорівнює атмосферному ($p_{ext} = p_{atm}$), маємо, що для $T_s \leq T_b$ реалізується дифузійний режим ви-

паровування, а для $T_s > T_b$ – конвективний, де T_b – температура кипіння металу анода.

У дифузійному режимі плазма анодного шару є багатокомпонентною, окрім частинок зовнішнього (захисного) газу вона містить частинки металу анода, який випаровується. Тут вважається, що плазма містить лише однозарядні іони. Це накладає обмеження на максимальне значення температури прианодної плазми в рамках даної моделі.

Для багатокомпонентної рівноважної плазми на межі анодного шару виконуються рівняння Саха:

$$\frac{n_e^0 n_{i\alpha}^0}{n_{a\alpha}^0} = \left(\frac{2\pi m_e kT^0}{h^2} \right)^{3/2} \frac{2\theta_{i\alpha}}{\theta_{a\alpha}} \exp\left(-\frac{eU_\alpha}{kT^0}\right), \quad (25)$$

де $\alpha = g, m$, $n_{a\alpha}^0$ – концентрація атомів захисного газу ($\alpha = g$) і металу ($\alpha = m$); $n_{i\alpha}^0$ – концентрація відповідних іонів.

Умова квазінейтральності та закон парціальних тисків мають вигляд:

$$n_e^0 = n_{ig}^0 + n_{im}^0, \quad (26)$$

$$p^0 = kT^0 (n_e^0 + n_{am}^0 + n_{im}^0 + n_{ag}^0 + n_{ig}^0) = p_{atm}. \quad (27)$$

У дифузійному режимі стан пари на межі анодного шару близький до насичення, тобто парціальний тиск частково іонізованої пари дорівнює тиску насиченої пари p_s металу анода за температури його поверхні T_s :

$$p_s = kT^0 (n_{am}^0 + 2n_{im}^0). \quad (28)$$

Двійка біля n_{im}^0 в формулі (28) означає, що тиск насиченої пари, окрім атомів та іонів, створюється також електронами.

Із закону Клапейрона–Клаузіуса маємо:

$$p_s = p_{atm} \exp\left[\frac{\lambda}{k} \left(\frac{1}{T_b} - \frac{1}{T_s} \right)\right]. \quad (29)$$

де λ – робота виходу атома металу (теплота паротворення на один атом). Таким чином, маємо систему з п'яти рівнянь (25)–(29) для п'яти невідомих $n_{am}^0, n_{ag}^0, n_{im}^0, n_{ig}^0, n_e^0$. З рівнянь (26)–(28) можна виразити:

$$n_{am}^0 = \frac{p_s}{kT^0} - 2n_{im}^0, \quad (30)$$

$$n_{ag}^0 = \frac{p^0}{kT^0} - n_{am}^0 - 2n_{im}^0 - 2n_{ig}^0.$$

Підставляючи вирази (26), (30) для $n_e^0, n_{am}^0, n_{ag}^0$ у рівняння Саха (25), маємо систему двох рівнянь відносно n_{im}^0, n_{ig}^0 .

Для конвективного режиму випаровування система рівнянь для визначення параметрів плазми на межі анодного шару зі стовпом дуги сформульована у п. 3, це рівняння (10), (11), (12), (14), (18). Оскільки

ки температура плазми у газодинамічній області T^0 однозначно визначається густиною струму j_0 через рівняння (14), то далі за зовнішній параметр взято T^0 .

Були виконані обчислення для дуги із залізним, мідним та алюмінієвим анодом, яка горить в аргоні атмосферного тиску за умови дифузійного та конвективного випаровування металу з поверхні анода. Температура кипіння заліза була взята рівною $T_b = 3273$ К, теплота пароутворення – 354 кДж/моль [14]. Потенціал однократної іонізації рівний 7,9025 еВ, основні стани атома та іона заліза: 5D_4 та $^6D_{9/2}$ [15], тоді $\theta_a = 25$ і $\theta_i = 30$. Для мідного аноду, $T_b = 2868$ К, теплота пароутворення – 305 кДж/моль, потенціал однократної іонізації – 7,726 еВ [16]. Основні стани атома та іона міді: $^2S_{1/2}$ та 1S_0 [15] ($\theta_a = 2$ і $\theta_i = 1$). Для алюмінію маємо $T_b = 2743$ К, теплота пароутворення рівна 284 кДж/моль, потенціал однократної іонізації – 5,986 еВ [16]. Основні стани атома та іона алюмінію $^2P_{1/2}$ та 1S_0 [15] ($\theta_a = 9$ і $\theta_i = 1$).

На рис. 2 наведено результати обчислень для залізного анода. Як видно з цього рисунку, коли температура поверхні досягає температури кипіння заліза T_b , концентрація атомів та іонів газу (аргону) зменшується до нуля і плазма стає однокомпонентною (містить лише атоми та іони заліза), тобто відбувається перехід до конвективного режиму випаровування. У дифузійному режимі в плазмі присутні як іони газу, так і металу, а у конвективному – лише іони металу, концентрація яких дорівнює концентрації електронів (синя та червона лінії на рис. 2 співпадають). Зі збільшенням температури поверхні концентрація атомів металу

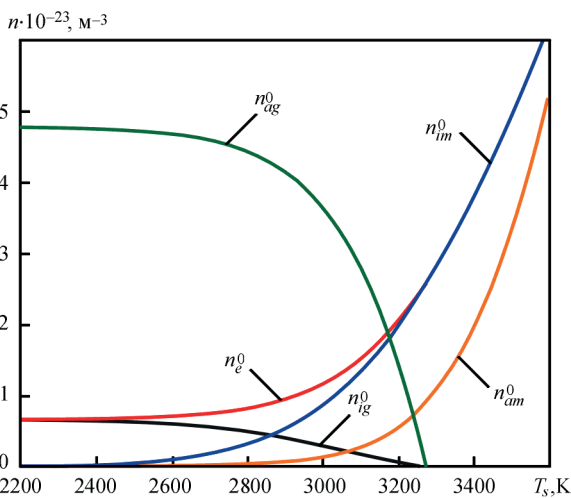


Рис. 2. Залежність концентрації атомів газу n_{ag}^0 (зелена лінія), іонів газу n_{ig}^0 (чорна лінія), електронів n_e^0 (червона лінія), іонів заліза n_{im}^0 (синя лінія) та атомів заліза (помаранчева лінія) на межі анодного шару від температури поверхні анода T_s для $T^0 = 12$ кК

в плазмі стає все більшою. Для інших металів анода якісна поведінка залежностей концентрацій від температури поверхні залишається такою ж.

У конвективному режимі (див. рис. 3) швидкість металевої пари u^0 стає більшою за нуль і тиск у плазмі дуги p^0 стає вищим за атмосферний, обидві ці величини зростають зі збільшенням T_s . Швидкість металевої пари на межі кнудсенівського шару \bar{u} є значно меншою за u^0 . Швидкості u^0 та \bar{u} залежать від T_s лінійно, у результаті апроксимації отримуємо наступні залежності:

$$\begin{aligned} (\text{Fe}, T^0 = 12 \text{ кК}) \quad & u^0 = 0,7123T_s - 2331, \\ & \bar{u} = 0,131T_s - 430; \\ (\text{Fe}, T^0 = 6 \text{ кК}) \quad & u^0 = 0,6068T_s - 1985, \\ & \bar{u} = 0,335T_s - 1097; \\ (\text{Cu}, T^0 = 12 \text{ кК}) \quad & u^0 = 0,8002T_s - 2294, \\ & \bar{u} = 0,118T_s - 339; \\ (\text{Cu}, T^0 = 6 \text{ кК}) \quad & u^0 = 0,6764T_s - 1939, \\ & \bar{u} = 0,324T_s - 930; \\ (\text{Al}, T^0 = 12 \text{ кК}) \quad & u^0 = 0,8482T_s - 2327, \\ & \bar{u} = 0,113T_s - 311; \\ (\text{Al}, T^0 = 6 \text{ кК}) \quad & u^0 = 0,7553T_s - 2071, \\ & \bar{u} = 0,354T_s - 972. \end{aligned}$$

Як видно з апроксимаційних формул, а також з порівняння чорних ($\text{Fe}, T^0 = 12$ кК) і синіх ($\text{Fe}, T^0 = 6$ кК) ліній на рис. 3, б, зі збільшенням T^0 \bar{u} спадає, а u^0 навпаки зростає. Обчислення також показали, що у вибраному діапазоні T_s $\bar{p} \approx p^0$.

Наведені вище обчислення параметрів плазми на краях анодного шару (на межі зі стовпом дуги та на межі кнудсенівського шару) можна покращити, врахувавши, що у дифузійному режимі випаровування швидкість пари металу u_m^0 (дифузійна швидкість) є ненульовою, а має значення у кілька десятків м/с [17]. Оскільки частинки інертного газу мають нульову середньомасову швидкість відносно поверхні анода (не накопичуються на поверхні), із закону збереження імпульсу $\rho_m u_m^0 = \rho u^0$, де $\rho_m = m_m (n_{am}^0 + n_{im}^0)$ та $\rho = m_m (n_{am}^0 + n_{im}^0) + m_g (n_{ag}^0 + n_{ig}^0)$, знаходимо, що на зовнішній межі анодного шару плазма рухається зі швидкістю:

$$u^0 = \frac{\rho_m}{\rho} u_m^0. \quad (31)$$

Згідно з формулою (10) відмінна від нуля швидкість u^0 означає, що тиск у анодному шарі вищий за атмосферний:

$$p^0 = p_{atm} + \frac{2}{3} \rho_{ext} (u^0)^2 \left(1 + \sqrt{1 + \frac{15 p_{atm}}{4 \rho_{ext} (u^0)^2}} \right). \quad (32)$$

Таким чином, для дифузійного режиму маємо систему п'яти рівнянь: два рівняння Саха (25), умова

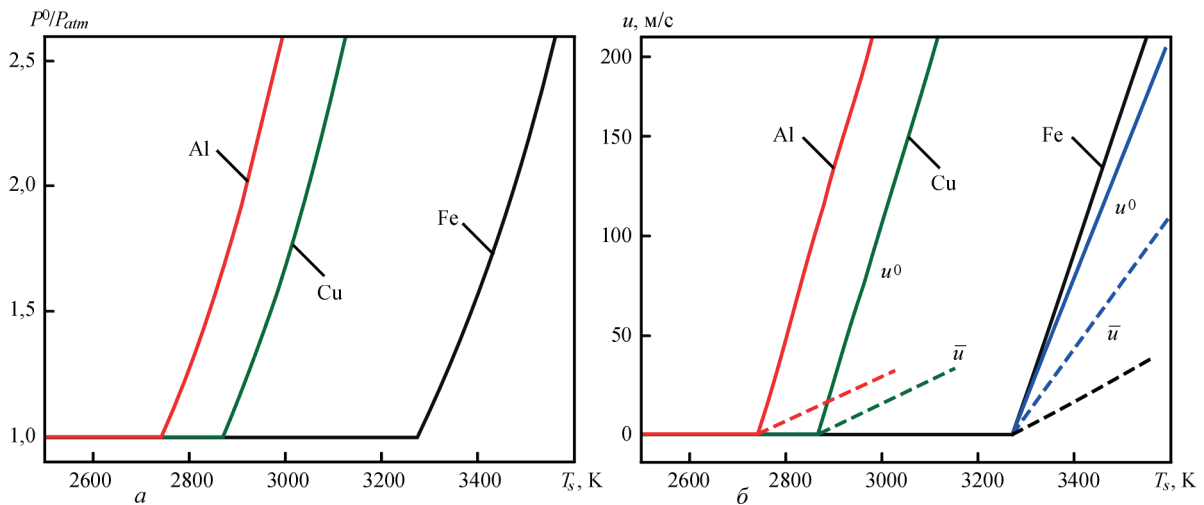


Рис. 3. Залежність тиску плазми p^0/p_{am} (а) і швидкості металевої пари u^0 (б) на межі анодного шару зі стовпом дуги (суцільні лінії), а також швидкості \bar{u} на межі кнудсенівського шару (штрихові лінії) від температури поверхні анода T_s для різних металів анода: залізо (чорні лінії), мідь (зелені лінії) і алюміній (червоні лінії), $T^0 = 12$ кК. Сині лінії відповідають залізнму аноду і $T^0 = 6$ кК.

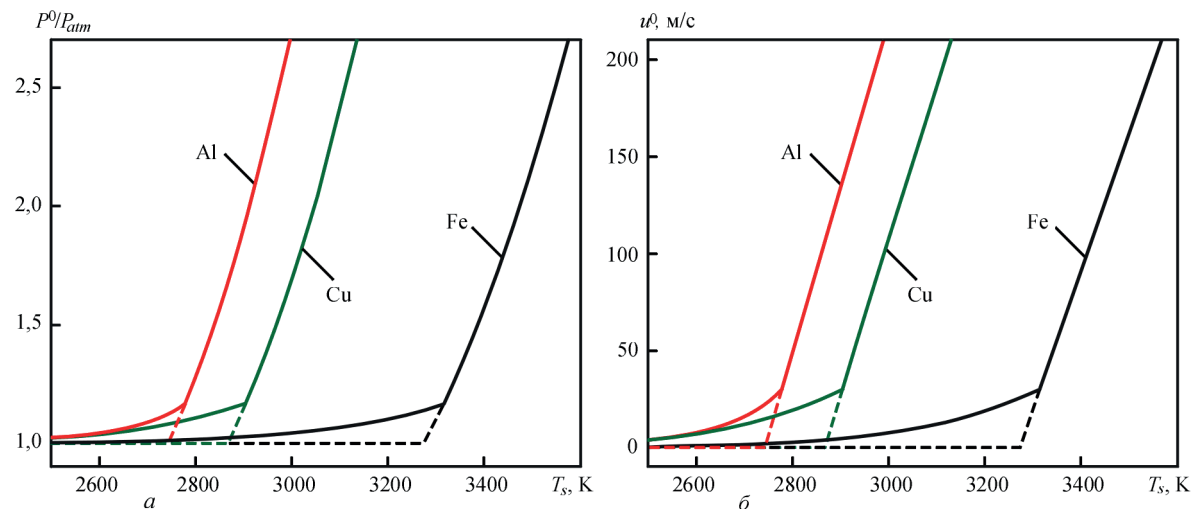


Рис. 4. Залежність тиску плазми p^0/p_{am} (а) і швидкості пари u^0 (б) на межі анодного шару зі стовпом дуги від температури поверхні анода T_s для $u_m^0 = 0$ м/с (штрихові лінії) та $u_m^0 = 30$ м/с (суцільні лінії) для різних металів анода: залізо (чорні лінії), мідь (зелені лінії) і алюміній (червоні лінії), $T^0 = 12$ кК

квазінейтральності (26), закон парціальних тисків (27) з p^0 , яке визначається за формулою (32), і тиск насиченої пари (28) для п'яти невідомих $n_{am}^0, n_{ag}^0, n_{im}^0, n_{ig}^0, n_e^0$. З рівнянь (26), (28) можна виразити:

$$n_e^0 = n_{ig}^0 + n_{im}^0, \quad n_{am}^0 = \frac{P_s}{kT^0} - 2n_{im}^0. \quad (33)$$

Підставляючи вирази (33) для n_e^0, n_{am}^0 у рівняння (25), (27), маємо систему трьох рівнянь відносно $n_{ag}^0, n_{im}^0, n_{ig}^0$.

Врахування дифузійної швидкості металевої пари призводить до того, що перехід до конвективного режиму випаровування, який визначається умовою $n_{ag}^0 = n_{ig}^0 = 0$, відбувається за температури T'_b , яка вища за температуру кипіння (див. рис. 4).

Як видно з таблиці, значення температури переходу до конвективного режиму T'_b зростає зі збільшенням дифузійної швидкості u_m^0 і переви-

значає температуру кипіння на кілька десятків градусів. Коли $u_m^0 = 0$, тоді $T'_b = T_b$.

Результати та висновки. Для електричної дуги з тугоплавким катодом і анодом, який випаровується в конвективному режимі, сформульована одновимірною моделлю анодного шару у вигляді системи диференціальних рівнянь для просторових розподілів концентрації іонів, температури електронів і важких частинок плазми. Визначено крайові умови для рівнянь даної моделі на межі анодного шару зі стовпом дуги та на межі облас-

u_m^0 , м/с	T'_b , К		
	Fe	Cu	Al
0	3273	2868	2743
10	3286	2880	2754
20	3299	2891	2766
30	3312	2903	2777

ті просторового заряду. Запропоновано підхід для розрахунку параметрів плазми на краях анодного шару, як у випадку конвективного режиму випаровування металу анода, так і у дифузійному режимі, у тому числі з урахуванням дифузійної швидкості металевої пари.

Для трьох різних металів анода (Fe, Cu, Al) обчислено залежності концентрації частинок, тиску та швидкості іонізованої металевої пари від температури поверхні анода на межі анодного шару зі стовпом дуги й на межі кнудсенівського шару. Показано, що швидкості u^0 та \bar{u} лінійно залежать від T_s , а також від температури стовпа дуги T^0 . Тиск на межі кнудсенівського шару \bar{p} майже дорівнює тиску в плазмі дуги p^0 за умов, які тут розглядаються.

Якщо врахувати, що в дифузійному режимі випаровування анода швидкість розлітання іонізованої пари металу u_m^0 (дифузійна швидкість) відмінна від нуля, температура переходу від дифузійного до конвективного режиму T_b' є вищою за температуру кипіння металу анода, наприклад, для $u_m^0 = 30$ м/с, $T_b' - T_b = 34 - 39$ К.

Подяка

Робота виконана за підтримки German Research Foundation (DFG) за грантом RE2755/78-1.

Список літератури/References

1. Steen, W.M., Eboo, M. (1979) Arc augmented laser welding. *Metal Construction*, **11**, 332–335.
2. Seyffarth, P., Krivtsun, I.V. (2002) Laser-arc processes and their applications in welding and material treatment. *Welding and Allied Processes*. London, Taylor and Francis Books. DOI: <https://doi.org/10.1201/9781482264821>
3. Krivtsun, I.V., Krikent, I.V., Demchenko, V.F., Reisgen, U., Zabirov, A.F., Mokrov, O.A. (2015) Interaction of CO₂-laser radiation beam with electric arc plasma in hybrid (laser+TIG) welding. *The Paton Welding J.*, **3**, 6–15. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.04.01>
4. Reisgen, U., Krivtsun, I., Gerhards, B., Zabirov, A. (2016) Experimental research of hybrid welding processes in combination of gas tungsten arc with CO₂- or Yb: YAG-laser beam. *J. of Laser Applications*, **28**, 022402. DOI: <https://doi.org/10.2351/1.4944096>
5. Krivtsun, I., Reisgen, U., Semenov, O., Zabirov, A. (2016) Modeling of weld pool phenomena in tungsten inert gas, CO₂-laser and hybrid (TIG+ CO₂-laser) welding. *J. of Laser Applications*, **28**, 022406. DOI: <https://doi.org/10.2351/1.4943994>
6. Krivtsun, I.V., Momot, A.I., Denysenko, I.B., Mokrov, O., Sharma, R., Reisgen, U. (2024) Transport properties and kinetic coefficients of copper thermal plasmas. *Physics of Plasmas*, **31**, 083505. DOI: <https://doi.org/10.1063/5.0216753>
7. Zhdanov, V.M. (2002) *Transport processes in multicomponent plasma*. CRC Press.
8. Knight, C.J. (1979) Theoretical modeling of rapid surface vaporization with back pressure. *AIAA J.*, **17**, 519–523. DOI: <https://doi.org/10.2514/3.61164>
9. Almeida, N.A., Benilov, M.S., Naidis, G.V. (2008) Unified modelling of near-cathode plasma layers in high-pressure arc discharges. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **41**, 245201. DOI: <https://doi.org/10.1088/0022-3727/41/24/245201>
10. Frezzotti, A. (2007) A numerical investigation of the steady evaporation of a polyatomic gas. *European J. of Mechanics-B/Fluids*, **26**, 93–104. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.euromechflu.2006.03.007>
11. Bird, E., Liang, Z. (2019) Transport phenomena in the Knudsen layer near an evaporating surface. *Physical Review E*, **100**, 043108. DOI: <https://doi.org/10.1103/PhysRevE.100.043108>
12. Gao, S., Momot, A., Krivtsun, I., Antoniv, D., Momot, O. (2025) Interaction between a spherical particle and atmospheric pressure currentless argon plasma. *East European J. of Physics*, **1**, 388–395. DOI: <https://doi.org/10.26565/2312-4334-2025-1-48>
13. Godyak, V.A., Sternberg, N. (2002) Smooth plasma-sheath transition in a hydrodynamic model. *IEEE Transact. on Plasma Sci.*, **18**, 159–168. DOI: <https://doi.org/10.1109/27.45519>
14. Zhang, Y., Evans, J. R., Yang, S. (2011) Corrected values for boiling points and enthalpies of vaporization of elements in handbooks. *J. of Chemical & Engineering Data*, **56**, 328–337. DOI: <https://doi.org/10.1021/je1011086>
15. Kramida, A., Ralchenko, Yu., Reader, J., NIST ASD Team (2024) *NIST Atomic Spectra Database* (ver. 5.12) <https://physics.nist.gov/asd> National Institute of Standards and Technology, Gaithersburg, MD. DOI: <https://doi.org/10.18434/T4W30F>
16. Looock, H.P., Beaty, L.M., Simard, B. (1999) Reassessment of the first ionization potentials of copper, silver, and gold. *Physical Review A*, **59**, 873. DOI: <https://doi.org/10.1103/PhysRevA.59.873>
17. Krikent, I.V., Krivtsun, I.V., Demchenko, V.F. (2014) Simulation of electric arc with refractory cathode and evaporating anode. *The Paton Welding J.*, **9**, 17–24. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2014.09.02>

MODEL OF THE ANODE LAYER OF AN ELECTRIC ARC WITH AN EVAPORATING ANODE

I.V. Krivtsun¹, A.I. Momot^{1,2}, I.B. Denysenko^{1,3}

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

E-mail: krivtsun@paton.kiev.ua

²Taras Shevchenko National University of Kyiv. 64/13 Volodymyrska Str., 01601, Kyiv, Ukraine.

³V.N. Karazin Kharkiv National University. 4 Svobody Sq., 61022, Kharkiv, Ukraine.

A mathematical model of the anode layer of an arc with an evaporating anode in the convective mode is proposed. A system of differential equations is formulated to describe the spatial distributions of ion and atom densities, electron temperature, and heavy particle (atoms and ions) temperature of the plasma in the anode layer. To determine the corresponding boundary conditions, an approach is proposed for calculating plasma parameters at the boundaries of the anode layer with the gas-dynamic region (arc column) and with the space charge layer near the anode surface. This approach allows finding the concentrations and temperatures of plasma particles, its velocity and pressure at the boundaries of the anode layer both in the convective mode of anode metal evaporation and in the diffusive mode of evaporation (taking into account the diffusion velocity of metal vapor). Calculations were performed for three different anode metals: Fe, Cu, Al. The anode surface temperature at which the transition from diffusive to convective evaporation mode occurs was determined. 17 Ref., 1 Tabl., 4 Fig.

Keywords: anode layer, electric arc, mathematical model, evaporating anode, metal vapor, convective evaporation, diffusive evaporation

Отримано 12.05.2025

Отримано у переглянутому вигляді 20.05.2025

Прийнято 26.05.2025

АРГОНОДУГОВЕ ЗВАРЮВАННЯ ЖАРОМІЦНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ АКТИВУЮЧИХ ФЛЮСІВ

С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, Р.В. Селін, С.Л. Шваб, І.К. Петриченко, Л.М. Радченко

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

Жароміцні титанові сплави – це матеріали, які здатні витримувати високі температури та зберігати свої механічні властивості в умовах екстремального теплового навантаження. Використання жароміцних титанових сплавів сприяє підвищенню ефективності роботи двигунів та зменшенню ваги конструкцій, що, в свою чергу, призводить до зниження витрат палива та збільшення загальної продуктивності техніки. Зварювання жароміцних титанових сплавів ускладнене через наявність у хімічному складі таких домішок, як алюміній, ванадій, молібден та інших елементів, що підвищують їх жароміцні властивості. Кремній є одним з елементів, що ефективно підвищують жароміцні властивості титанових сплавів. Але при цьому суттєвим дефектом сплавів, легованих кремнієм, є холодні тріщини в швах, які виникають при температурах нижче 700 °С, коли матеріал переходить із в'язкого в крихкий стан. Крихкість зварного шва в стані після зварювання, у свою чергу, визначається його структурою і при наростанні зварювальних напружень у процесі охолодження призводить до появи дефектів типу холодних тріщин, джерелом яких є мікротріщини, дислокації та ін. У даній роботі проведено дослідження впливу застосування додаткових технологічних операцій, таких як зварювання по флюсу та попередній підігрів перед зварюванням, на структуру та механічні властивості зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву системи Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si. Бібліогр. 13, табл. 2, рис. 8.

Ключові слова: жароміцний титановий сплав, аргонодугове зварювання, попередній підігрів, зварювання із застосуванням флюсів

Вступ. Жароміцні титанові сплави – це матеріали, які здатні витримувати високі температури та зберігати свої механічні властивості в умовах екстремального теплового навантаження. Ці сплави мають високу міцність, корозійну стійкість і малу густину, що робить їх ідеальними для застосування в авіакосмічній та автомобільній промисловості, а також в енергетичному секторі [1, 2].

Використання жароміцних титанових сплавів сприяє підвищенню ефективності роботи двигунів та зменшенню ваги конструкцій, що, в свою чергу, призводить до зниження витрат палива та збільшення загальної продуктивності техніки. Незважаючи на їхню високу вартість і складність обробки, переваги, які вони надають, виправдовують їх використання в критично важливих вузлах, де надійність і довговічність є ключовими факторами [3].

Титанові сплави зазвичай включають домішки алюмінію, ванадію, молібдену та інших елементів, що підвищують їх жароміцні властивості. Вони використовуються у виробництві компонентів турбін, двигунів літаків, деталей автомобілів і в багатьох інших високотехнологічних галузях. Кремній (Si) є одним з елементів, що ефективно підвищують жароміцні властивості титанових сплавів [4]. Введення кремнію в сплав сприяє зміцненню структури матеріалу та підвищенню його стабільності при термічних коливаннях. Це досягається

завдяки тому, що кремній утворює тверді розчини та дисперсні частинки в матриці титану, що перешкоджає руху дислокацій і зменшує швидкість деформації [5].

При отриманні зварних з'єднань жароміцних титанових сплавів, що містять легуючий елемент кремній, суттєвим їх дефектом є холодні тріщини в швах, які виникають при температурах нижче 700 °С, коли матеріал переходить із в'язкого в крихкий стан [6]. Крихкість зварного шва в стані після зварювання, у свою чергу, визначається його структурою і при наростанні зварювальних напружень у процесі охолодження призводить до появи дефектів типу холодних тріщин, джерелом яких є мікротріщини, дислокації та ін. Тому зварювання таких сплавів вимагає застосування додаткових технологічних операцій, таких як локальна термічна обробка та попередній підігрів [7, 8].

Крім того, ці сплави титану в порівнянні зі звичайними сплавами більш чутливі до домішок проникнення, таких як кисень, азот та вуглець. Завдяки тому, що кремній у жароміцних сплавах – це вже не домішка, а легуючий елемент, підвищений вміст кремнію може призводити до розвитку в процесі зварювання хімічної і фізичної неоднорідності в литому металі та зоні термічного впливу (ЗТВ), у результаті чого можливе утворення крихких прошарків. Домішки проникнення знижу-

Ахонін С.В. – <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, Білоус В.Ю. – <https://orcid.org/0000-0002-0082-8030>, Селін Р.В. – <https://orcid.org/0000-0002-2990-1131>, Шваб С.Л. – <https://orcid.org/0000-0002-4627-9786>, Петриченко І.К. – <https://orcid.org/0000-0002-0476-3983>, Радченко Л.М. – <https://orcid.org/0009-0008-1097-7137>
© С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, Р.В. Селін, С.Л. Шваб, І.К. Петриченко, Л.М. Радченко, 2025

Таблиця 1. Режим одностороннього ТІГ зварювання наскрізним проплавленням жароміцного титанового сплаву Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si

Номер режиму	Струм зварювання $I_{зв}$, А	Напруга на дузі U_d , В	Швидкість зварювання $V_{зв}$, м/г	Довжина дуги L_d , мм	Температура попереднього підігріву $T_{підгр}$, °С
1	330	12	8	2	–
2 (по флюсу)	400	12	16	1	200
3 (по флюсу)	330	12	16	1	400

ють пластичність і ударну в’язкість металу швів, збільшують схильність до крихкого руйнування, чутливість до концентраторів напружень. Крім того, у жароміцних сплавах кисень, азот і вуглець знижують термічну стабільність, що пов’язано з тим, що зазначені елементи прискорюють процеси розпаду метастабільних фаз. Кисень, азот і вуглець погіршують технологічність жароміцних сплавів, зокрема зварюваність. Для підвищення жароміцності титанових сплавів використовується термообробка – відпал [9, 10].

Метою цієї роботи є дослідження структури та властивостей жароміцного титанового сплаву після аргонодугового зварювання, а також визначення впливу попереднього підігріву на структуру та властивості зварних з’єднань.

Матеріали та методика дослідження. Зварювалися зразки розмірами 200×100×6 мм (рис. 1, а). Зварювання проводилося з однієї сторони. Режими зварювання обиралися за умови забезпечення повного провару з’єднань сплаву Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si завтовшки 6 мм. Окрім стандартного аргонодугового зварювання (ТІГ), також виконувалось аргонодугове зварювання по шару флюсу (А-ТІГ) з попереднім підігрівом. Цей вид зварювання є ефективним способом впливу на проплавну здатність дуги, при якій в атмосферу дуги вводяться галогеніди лужних і лужноземельних металів, що призводять до зміни характеру проплавлення металу шва та формування швів за рахунок контрагування дуги [11]. Флюс сприяє збільшенню глибини провару та зміні форми проплавлення. У результаті збільшення проплавної здатності дуги аргонодугове зварювання з флюсом, нанесеним на поверхню крайок, що зварюються (рис. 1, б), дозволяє зварювати за один про-

хід з’єднання титанових сплавів без оброблення крайок завтовшки до 6 мм [12, 13].

Режими одностороннього аргонодугового зварювання вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням та по шару флюсу жароміцного титанового сплаву Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si наведено в табл. 1.

Підготовку зразка для автоматичного аргонодугового зварювання титану вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням представлено на рис. 1.

Перед зварюванням пластини металу завтовшки 6 мм проходили вакуумний відпал при температурі 900 °С з охолодженням в печі. Зовнішній вигляд зварних з’єднань виконаного зварного шва наведено на рис. 2. Макроструктуру зварних з’єднань наведено на рис. 3.

Результати та обговорення. Дослідження мікроструктури. Мікроструктуру основного металу (ОМ) зварного з’єднання, виконаного на режимі № 1 (див. табл. 1), показано на рис. 4. Основний метал складається з рівновісних первинних β-зерен розміром 150...900 мкм з переривчастим про-

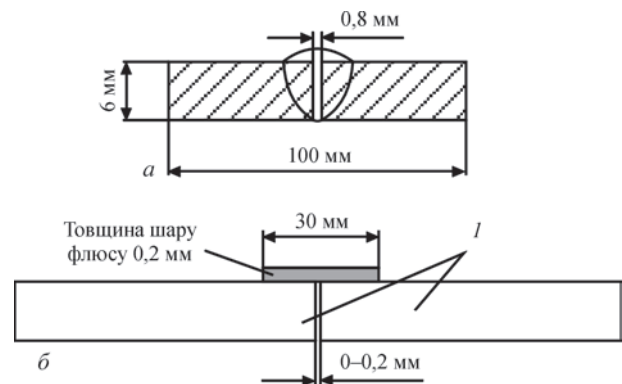


Рис. 1. Схема збирання зразків для зварювання: а – ТІГ наскрізним проплавленням; б – ТІГ по шару флюсу

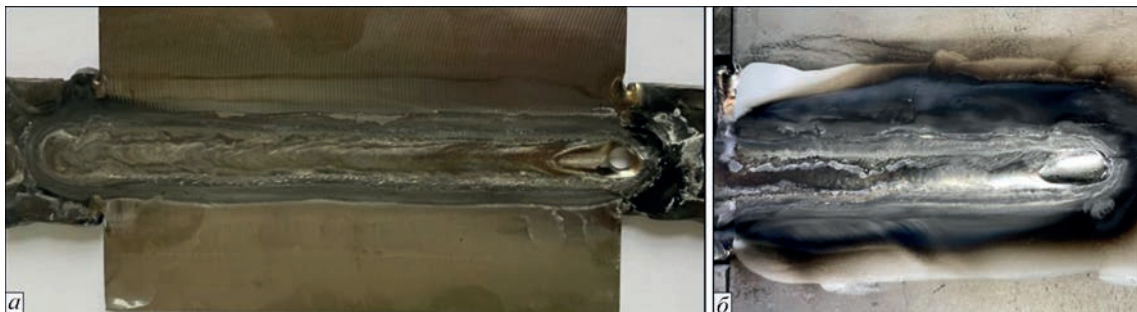


Рис. 2. Приклад зварного з’єднання жароміцного титанового сплаву Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si, виконаного А-ТІГ зварюванням: а – лицьова сторона; б – зразок в печі після зварювання

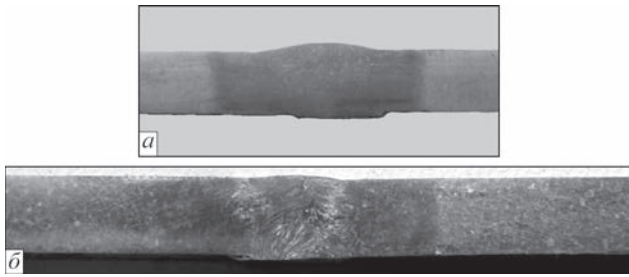


Рис. 3. Поперечний макрошліф зварного з'єднання жароміцного титанового сплаву $Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si$, виконаного: *a* – ТІГ зварюванням; *б* – А-ТІГ зварюванням

шарком α -фази по границях зерен. Внутрішньозеренна структура утворена колоніями α -пластин різного розміру. Товщина пластин α -фази становить 1...3 мкм.

Метал шва жароміцного титанового сплаву $Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si$, виконаного на режимі № 1, складається з рівновісних і витягнутих у напрямку тепловідведення первинних β -зерен, більших у верхній частині шва (рис. 5, *a, б*), дрібніших – у середній та корене-

вій частинах. Рівновісні зерна утворюються переважно вздовж осі шва. На границях зерен подекуди спостерігається прошарок α -фази по границях зерен. При швидкому охолодженні шва металу від температур β -області відбувається мартенситне перетворення $\beta \rightarrow \alpha'$ з утворенням колоній пластин розміром 5...50 мкм. Зона сплавлення у пришовній зоні складається з рівновісних зерен розміром 100...600 мкм. У зоні термічного впливу, що межує зі швом, де метал нагрівався при зварюванні до температур β -області, після охолодження з високою швидкістю могла утворитися α -фаза з пластинчастою морфологією (рис. 5, *в, г*). Товщина пластин 1...2 мкм. У ділянці зони термічного впливу, що межує з основним металом, який нагрівався при зварюванні до температур $(\alpha+\beta)$ -області, можуть бути α -, β - і α' -фаза, що відрізняється від α -фази іншим рівнем легування (рис. 5, *д, е*).

Метал шва зварного з'єднання, яке виконували А-ТІГ зварюванням із застосуванням попереднього підігріву при 200 °С (режим № 2), складається з рівновісних зерен розміром 200...400 мкм

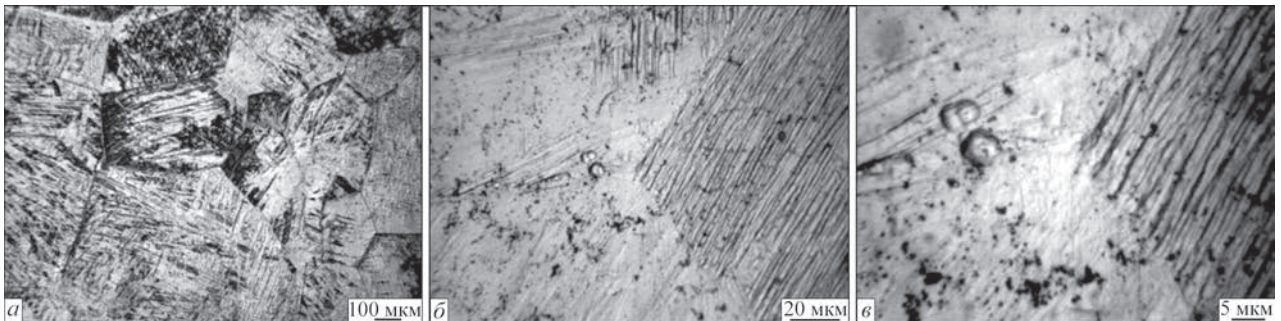


Рис. 4. Мікроструктура основного металу з'єднання жароміцного титанового сплаву $Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si$

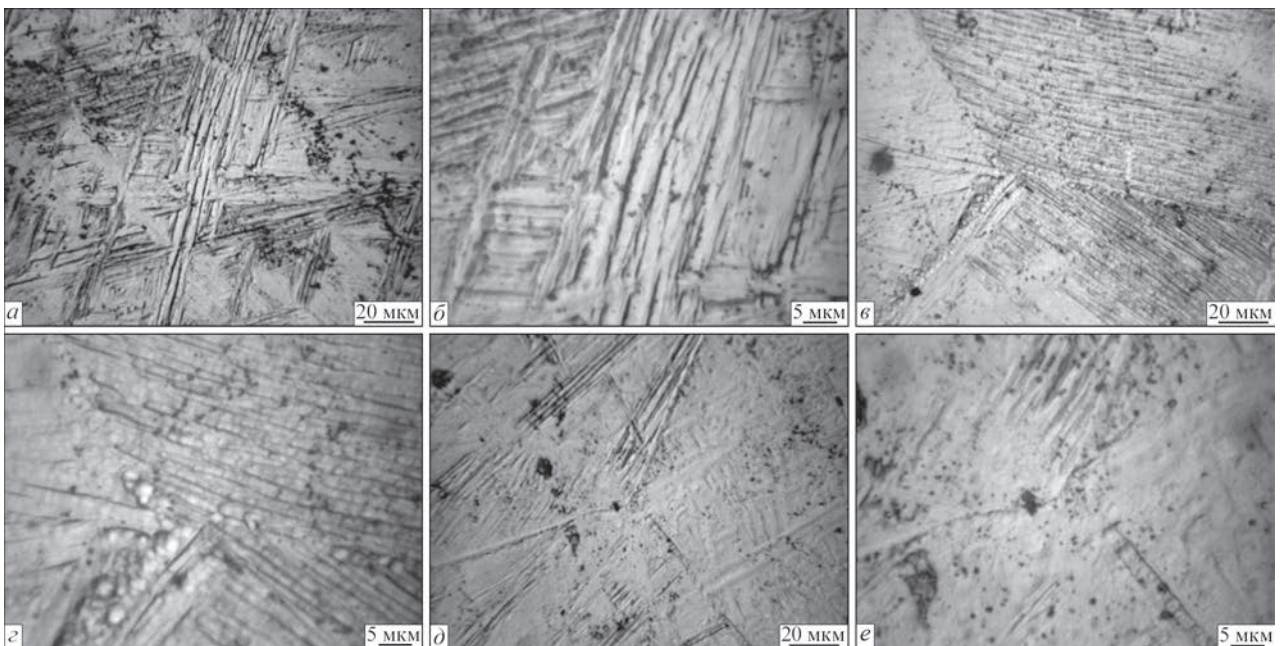


Рис. 5. Мікроструктура з'єднання жароміцного титанового сплаву $Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si$, виконаного на режимі № 1: *a, б* – метал шва; *в, г* – зона термічного впливу, що межує зі швом; *д, е* – зона термічного впливу, що межує з основним металом

із пластинчастою внутрішньозеренною структурою (рис. 6, *a, б*), ширина α -пластин становить 1...4 мкм. Мікроструктура металу зони сплавлення складається з рівновісних зерен розміром 100...600 мкм. У структурі металу присутні й дисперсні частинки у вигляді відокремлених виділень та їх скупчень, розмір таких частинок менше 1 мкм (рис. 6, *в*). У ділянці зони термічного впливу, що межує з основним металом, який нагрівався при зварюванні до температур $(\alpha+\beta)$ -області, присутні α -, β - і α' -фази, що відрізняється від α -фази іншим рівнем легування (рис. 6, *г, д*). Однак фізико-механічні властивості α' -фази в псевдо- α спла-

вах близькі до таких для α -фази, тому наявність α' -фази в зварному з'єднанні не погіршуватиме його фізико-механічні властивості. У металі зони термічного впливу спостерігається пластинчаста структура, як у металі шва, а також описані вище дисперсні частинки.

Метал шва з'єднання, отриманого на режимі № 3, складається з зерен розміром 100...500 мкм (рис. 7, *a, б*) з пластинчастою внутрішньозеренною α -фазою. Між пластинами на рисунках спостерігаються дисперсні виділення двох видів: світлі та темні. Характер і локалізація дисперсних частинок подібна до зварного з'єднання, виконаного на

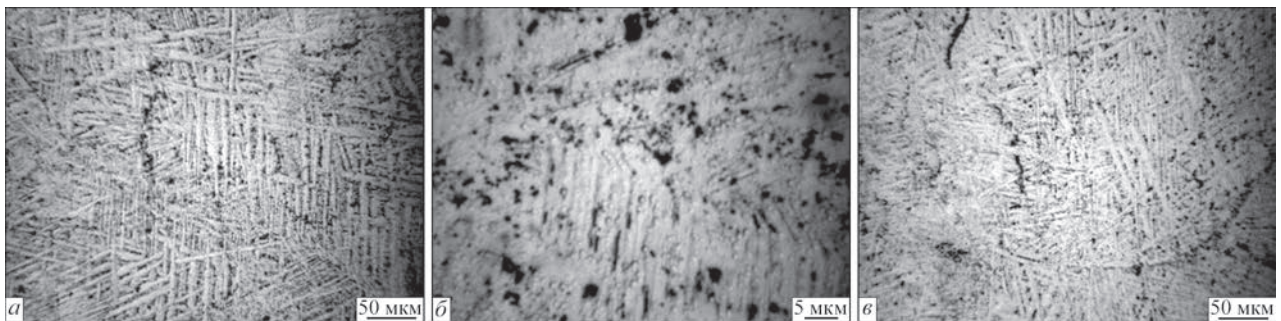


Рис. 6. Мікроструктура з'єднання жароміцного титанового сплаву $Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si$, виконаного на режимі № 2: *a, б* – метал шва; *в* – зона термічного впливу, що межує зі швом; *г, д* – зона термічного впливу, що межує з основним металом

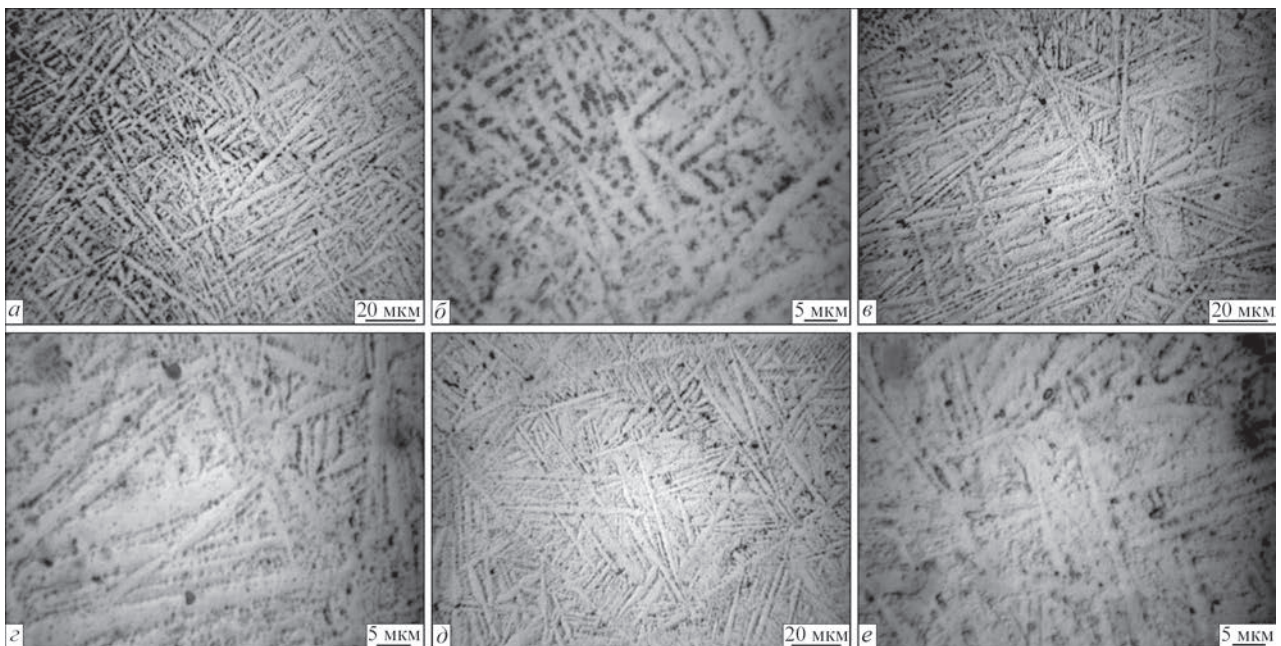


Рис. 7. Мікроструктура з'єднання жароміцного титанового сплаву $Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si$, виконаного на режимі № 3: *a, б* – метал шва; *в, г* – зона термічного впливу, що межує зі швом; *д, е* – зона термічного впливу, що межує з основним металом

Таблиця 2. Механічні властивості зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si

Номер режиму	$T_{\text{підігр}}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_b, \text{МПа}$	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\delta_s, \%$	$KCV, \text{Дж/см}^2$
Основний метал після прокату	–	1044	975	4,5	12,7
ТГ, режим № 1	–	969	80	11,2	8,9
А-ТГ, режим № 2	200	1007	929	–	9,7
А-ТГ, режим № 3	400	1091	988	6,8	9,0

режимі № 2. У зоні сплавлення між витягнутими в напрямку тепловідведення зернами металу шва і зони термічного впливу розташовані дрібні полідричні рівновісні зерна розміром 50...150 мкм (рис. 7, в, з), ширина шару таких зерен становить 300...400 мкм. У металі зони термічного впливу, що межує з основним металом, який нагрівався при зварюванні до температур ($\alpha+\beta$)-області, присутні дисперсні виділення та α -, β - і α' -фази (рис. 7, д, е). У всіх ділянках зони термічного впливу присутні дисперсні частинки такого ж розміру, як і в інших ділянках зварного з'єднання, які розташовані уздовж границь зерен і пластин. Серед таких

частинок найбільш ймовірним є силіцид титану, тому що концентрація кремнію в сплаві набагато перевищує границю розчинності його в α -титані. Не виключена локальна присутність у металі зони термічного впливу дисперсних частинок α_2 - та β -фази.

Таким чином, проведені дослідження дозволили зробити висновок, що мікроструктура в різних ділянках зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо- α сплаву ідентична та схожа при різних способах і режимах зварювання та термічної обробки. Можна припустити, що фазовий склад металу в різних ділянках зварних з'єднань не матиме

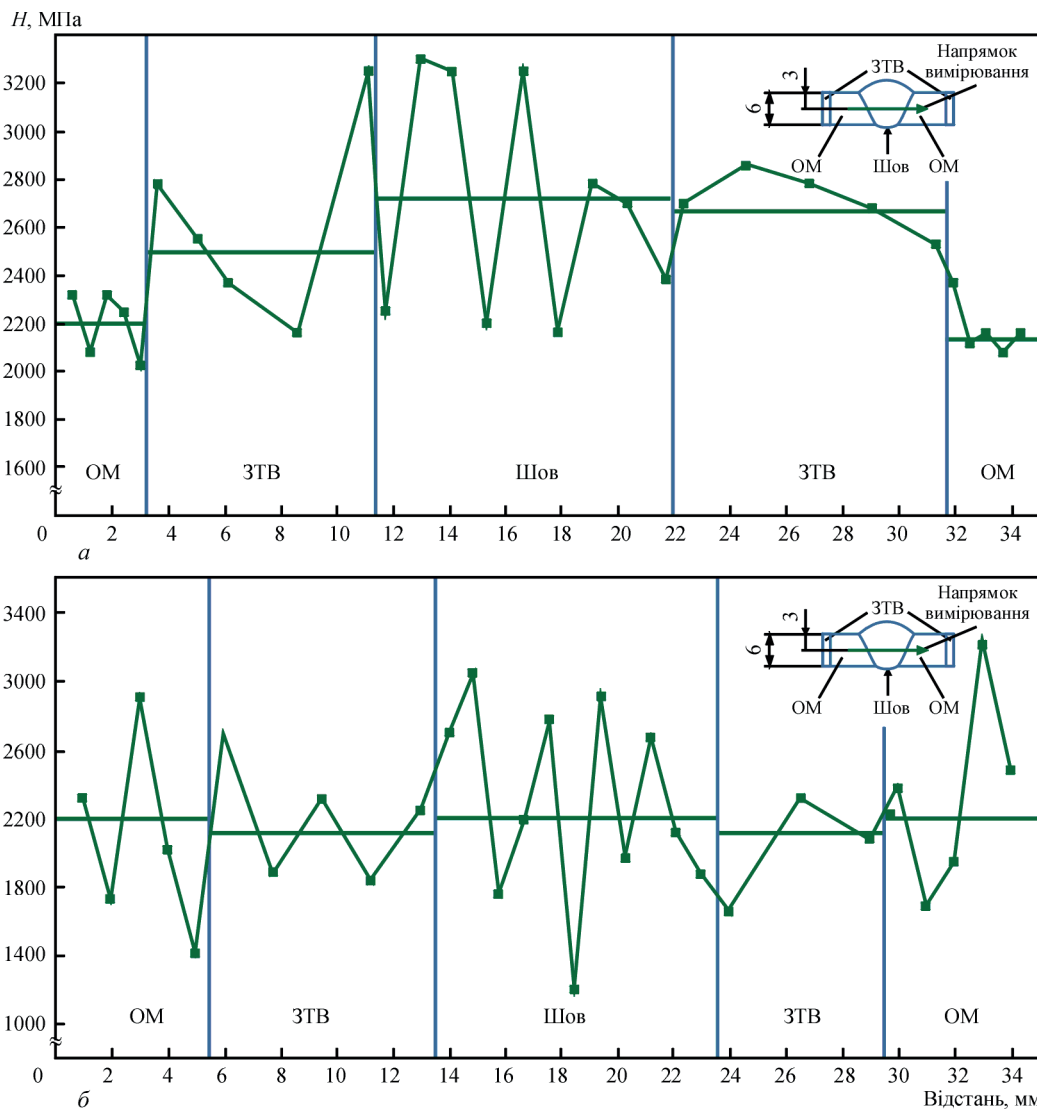


Рис. 8. Розподіл мікротвердості в зварному з'єднанні жароміцного титанового сплаву Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si: а – режим № 1; б – режим № 3

різких відмінностей. Більший внесок у структуру з'єднань вносить зміна погонної енергії зварювання. Так, при використанні базового технологічного процесу – ТІГ наскрізним проваром – формуються огрублені пакети з розміром (за розміром найбільших пластин) у діапазоні 10...30 мкм. При зниженні питомої потужності при використанні А-ТІГ зварювання спостерігається зменшення розмірів пакетів і підвищення однорідності мікроструктури, що має позитивно позначитися на механічних властивостях зварного з'єднання.

Дослідження механічних властивостей. Дослідження механічних властивостей зварних з'єднань показало, що найнижчі значення міцності в стані після зварювання мають з'єднання, виконані ТІГ зварюванням наскрізним проваром без застосування попереднього підігріву на режимі № 1 (табл. 2), та становлять 969 МПа або 93 % від міцності основного металу після прокату. Найбільші значення міцності мають зварні з'єднання, отримані ТІГ зварюванням із застосуванням попереднього підігріву до 400 °С (режим № 3), та складають 1091 МПа, що знаходиться на рівні міцності основного металу. Зварні з'єднання, виконані ТІГ зварюванням із застосуванням попереднього підігріву до 200 °С (режим № 2), мають посередні значення показника міцності на рівні 1007 МПа або 96 % від міцності основного металу.

Розподіл мікротвердості металу зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si, виконаного ТІГ зварюванням з попереднім підігрівом 400 °С у стані після зварювання, показав, що рівень мікротвердості в основному металі залишився незмінним, а в металі шва та зони термічного впливу рівень мікротвердості зменшився, вирівнявся та знаходиться в інтервалі 1800...2800 МПа (рис. 8).

Таким чином, при А-ТІГ зварюванні з пониженою питомою потужністю формується дрібнодисперсна структура з високою однорідністю. Підігрів до 400 °С призводить до деякого огрублення структури, в металі шва формуються огрублені пакети з розміром (за розміром найбільших пластин) в діапазоні 10...30 мкм і його використання може бути обґрунтовано тільки технологічними міркуваннями, а саме зниженням ризику тріщиноутворення. При зниженні питомої потужності при використанні А-ТІГ зварювання спостерігається зменшення розмірів пакетів і підвищення однорідності мікроструктури, що позитивно позначиться на механічних властивостях зварного з'єднання. Тому виконувати ТІГ зварювання жароміцного титанового псевдо- α сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–

0,6Mo–0,5Nb–0,75Si доцільно із застосуванням флюсів і попереднього підігріву до температури 400 °С, що надають найбільші значення міцності в стані після зварювання на рівні 1091 МПа.

Висновки

1. Досліджено вплив попереднього підігріву при аргонодуговому зварюванні на властивості зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si та встановлено, що застосування попереднього підігріву з'єднань до 400 °С при А-ТІГ зварюванні забезпечує формування в зварному з'єднанні структур з пластин α -фази завтовшки 1...4 мкм і дисперсних частинок α_2 - та β -фази з середнім розміром до 1 мкм.

2. Дослідження механічних властивостей зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si показало, що найбільші значення міцності мають зварні з'єднання ТІГ, виконані із застосуванням попереднього підігріву до 400 °С, та становлять 1091 МПа для сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si, що знаходиться на рівні 0,95...1,05 міцності основного металу.

3. Визначення розподілу мікротвердості у виконаному ТІГ зварюванням з'єднанні жароміцного титанового сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si дозволило встановити, що застосування попереднього підігріву 400 °С при ТІГ зварюванні дозволяє знизити середній рівень мікротвердості в металі шва та зоні термічного впливу з 2700 до 2300 МПа, що відповідає мікротвердості основного металу.

4. Запропоновано технологічний процес А-ТІГ зварювання жароміцного титанового сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si, який передбачає зварювання з погонною енергією 700...800 кДж/м по шару флюсу АНТ25 та попередній підігрів зварних з'єднань до температури 400 °С, що забезпечує формування в з'єднанні дрібнодисперсної мікроструктури з високою однорідністю та забезпечує значення міцності зварних з'єднань у стані після зварювання на рівні не менше 0,95 міцності основного металу.

Список літератури

- Gogia, A.K. (2005) High-temperature titanium alloys. *Defence Science J.*, 55(2), 149–173.
- Eylon, D.S.P.J., Fujishiro, S., Postans, P.J., Froes, F.H. (1984) High-temperature titanium alloys – a review. *JOM*, 36(11), 55–62.
- Tabie, V.M., Li, C., Saifu, W., Li, J., Xu, X. (2020) Mechanical properties of near alpha titanium alloys for high-temperature applications – a review. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*, 92(4), 521–540. DOI: <https://doi.org/10.1108/AEAT-04-2019-0086>

4. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В. та ін. (2022) Аргонодугове зварювання жароміцного титанового сплаву, легованого кремнієм. *Автоматичне зварювання*, **5**, 33–39. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.05.05>
5. Zhao, E., Sun, S., Zhang, Y. (2021) Recent advances in silicon containing high temperature titanium alloys. *J. of Materials Research and Technology*, **14**, 3029–3042. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.08.117>
6. Селін Р.В., Білоус В.Ю., Руханський С.Б. та ін. (2023) Вплив попереднього підігріву на термічний цикл аргонодугового зварювання жароміцного титанового сплаву системи Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si. *Автоматичне зварювання*, **12**, 18–23. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2023.12.03>
7. Akhonin, S.V., Belous, V.Y., Selin, R.V., Schwab, S.L. (2023) Effect of TIG-welding on the structure and mechanical properties of low-cost titanium alloy Ti-2.8 Al-5.1 Mo-4.9 Fe welded joints. *Materials Science Forum*, **1095**, 105–110. DOI: <https://doi.org/10.4028/p-2njAz3>
8. Akhonin, S.V., Belous, V.Y., Selin, R.V. (2022) Effect of preheating and post-weld local heat treatment on the microstructure and mechanical properties of low-cost β -titanium alloy welding joints, obtained by EBW. *Defect and Diffusion Forum*, **416**, 87–92. DOI: <https://doi.org/10.4028/p-o8uehr>
9. Prilutsky, V.P., Akhonin, S.V. (2014) TIG welding of titanium alloys using fluxes. *Welding in the World*, **58**, 245–251. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-013-0096-5>
10. Sun, Z., Pan, D. (2004) Welding of titanium alloys with activating flux. *Science and technology of welding and joining*, **9**(4), 337–344. DOI: <https://doi.org/10.1179/136217104225021571>
11. Замков В.Н., Прилуцкий В.П., Гуревич С.М. (1977) Влияние состава флюса на процесс сварки титана неплавящимся электродом. *Автоматическая сварка*, **4**, 22–26.
12. Гуревич С.М., Замков В.Н., Блашук В.Е. и др. (1986) *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов: Монография*. Киев, Наукова думка.
13. Гуревич С.М. (1961) Флюсы для автоматической сварки титановых сплавов. *Авиационная промышленность*, **5**, 55–59.
3. Tabie, V.M., Li, C., Saifu, W., Li, J., Xu, X. (2020) Mechanical properties of near alpha titanium alloys for high-temperature applications – A review. *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*, **92**(4), 521–540. DOI: <https://doi.org/10.1108/AEAT-04-2019-0086>
4. Akhonin., S.V., Bilous, V.Yu., Selin, R.V. et al. (2022) Argon-arc welding of heat-resistant titanium alloy doped with silicon. *Avtomatychne Zvaryuvannya*, **5**, 33–39. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.05.05>
5. Zhao, E., Sun, S., Zhang, Y. (2021) Recent advances in silicon containing high temperature titanium alloys. *J. of Materials Research and Technology*, **14**, 3029–3042. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.08.117>
6. Selin, R.V., Bilous, V.Yu., Rukhanskyi, S.B. et al. (2023) Influence of preheating on thermal cycle of argon-arc welding of heat-resistant titanium alloy of Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si system. *Avtomatychne Zvaryuvannya*, **12**, 18–23. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2023.12.03>
7. Akhonin, S.V., Belous, V.Y., Selin, R.V., Schwab, S.L. (2023) Effect of TIG-welding on the structure and mechanical properties of low-cost titanium alloy Ti-2.8 Al-5.1 Mo-4.9 Fe welded joints. *Mat. Sci. Forum*, **1095**, 105–110. DOI: <https://doi.org/10.4028/p-2njAz3>
8. Akhonin, S.V., Belous, V.Y., Selin, R.V. (2022) Effect of preheating and post-weld local heat treatment on the microstructure and mechanical properties of low-cost β -titanium alloy welding joints, obtained by EBW. *Defect and Diffusion Forum*, **416**, 87–92. DOI: <https://doi.org/10.4028/p-o8uehr>
9. Prilutsky, V.P., Akhonin, S.V. (2014) TIG welding of titanium alloys using fluxes. *Welding in the World*, **58**, 245–251. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-013-0096-5>
10. Sun, Z., Pan, D. (2004) Welding of titanium alloys with activating flux. *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, **9**(4), 337–344. DOI: <https://doi.org/10.1179/136217104225021571>
11. Zamkov, V.N., Prilutsky, V.P., Gurevich, S.M. (1977) Influence of flux composition on the non-consumable electrode welding of titanium. *Avtomatich. Svarka*, **4**, 22–26.
12. Gurevich, S.M., Zamkov, V.N., Blashchuk, V.E. et al. (1986) *Metallurgy and technology of welding of titanium and its alloys: Monograph*. Kyiv, Naukova Dumka.
13. Gurevich, S.M. (1961) Fluxes for automatic welding of titanium alloys. *Aviats. Promyshlennost*, **5**, 55–59.

References

1. Gogia, A.K. (2005) High-temperature titanium alloys. *Defence Science J.*, **55**(2), 149–173.
2. Eylon, D.S.P.J., Fujishiro, S., Postans, P.J., Froes, F.H. (1984) High-temperature titanium alloys – A review. *JOM*, **36**(11), 55–62.

HIGH-TEMPERATURE TITANIUM ALLOY TIG WELDING USING FLUXES

S.V. Akhonin, V.Yu. Bilous, R.V. Selin, S.L. Schwab, I.K. Petrychenko, L.M. Radchenko

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

E-mail: selinrv@gmail.com

High-temperature titanium alloys are materials that can withstand high temperatures and maintain their mechanical properties under extreme thermal stress. The use of high-temperature titanium alloys helps to increase the efficiency of engines and reduce the weight of structures, which in turn leads to reduced fuel consumption and increased overall equipment productivity. Welding of high-temperature titanium alloys is complicated due to the presence of such alloying elements as aluminum, vanadium, molybdenum and others that increase their high-temperature properties. Silicon is one of the elements that effectively increase the high-temperature properties of titanium alloys. However, a significant defect of alloys with silicon is cold cracks in the welds, which occur at temperatures below 700 °C, when the material passes from a ductile to a brittle state. The brittleness of the weld in as-welded state, in turn, is determined by its structure and, with an increase in welding stresses during the cooling process, it leads to the appearance of defects such as cold cracks, the source of which are microcracks, dislocations, etc. In this work, a study was conducted of the influence of the additional technological operations, such as flux welding and preheating before welding, on the structure and mechanical properties of welded joints of a high-temperature titanium alloy of the Ti-6.5Al-5.3Zr-2.2Sn-0.6Mo-0.5Nb-0.75Si system. 13 Ref., 2 Tabl., 8 Fig.

Keywords: high-temperature titanium alloy, TIG welding, preheating, welding with fluxes

Отримано 19.12.2024

Отримано у переглянутому вигляді 04.03.2025

Прийнято 08.05.2025

ВПЛИВ ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ТА ВИСОКОЧАСТОТНОГО МЕХАНІЧНОГО ПРОКОВУВАННЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА ОПІР КРИХКОМУ РУЙНУВАННЮ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СТАЛІ S420NL

С.Л. Жданов¹, О.А. Гайворонський¹, В.Д. Позняков¹, Vaudin T.², А.В. Завдовєєв¹, А.М. Герасименко¹, Р.В. Богодіст¹

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11, E-mail: patonlab48@ukr.net

²Université Paris-Saclay, CNRS, Institut de chimie moléculaire et des matériaux d'Orsay, 91405, Orsay, France

У роботі розглянуто закономірності фазово-структурних перетворень у зварних з'єднаннях низьколегованої сталі S420NL у вихідному стані після високочастотного механічного проковування та накопичення втомних пошкоджень. Зварні з'єднання отримано механізованим зварюванням у середовищі вуглекислого газу порошковим дротом Filarc PZ 6114 S. Методом світлової та трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) досліджено зеренну, субзеренну та дислокаційну структуру зварних з'єднань. Отримано експериментальні дані щодо впливу структури на зміну показників ударної в'язкості (KCV) та опору крихкому руйнуванню (K_d) зварних з'єднань без обробки з високочастотним механічним проковуванням після накопичення втомних пошкоджень. Показано ефективність підвищення їх опору втомі за рахунок використання високочастотного механічного проковування. Бібліогр. 13, табл. 1, рис. 5.

Ключові слова: низьколегована сталь, дугове зварювання, зварні з'єднання, структура, високочастотне механічне проковування, втомні пошкодження, крихке руйнування

Вступ. Однією з основних службових характеристик зварних з'єднань є здатність забезпечувати високу довговічність в умовах циклічних навантажень. Але їх границя опору втомі може суттєво відрізнятись від основного металу. Можливість виходу з ладу через втому металу є одним з факторів, які необхідно враховувати при проектуванні конструкцій [1, 2]. Втомне руйнування починається з однієї або декількох тріщин на поверхні та поширюється всередину в ході багаторазового прикладання зусиль, поки раптово не відбудеться повний розрив. Частка втомних пошкоджень зварних конструкцій складає приблизно 40 % від загальної кількості їх руйнувань і відмов. Причина полягає в тому, що при циклічних навантаженнях значну роль відіграють несприятливі залишкові напруження, концентрація яких обумовлена формою шва та технологічними дефектами, градієнт структур і механічних характеристик на межі переходу від металу шва до ЗТВ. Додатково на опір втомі впливають хімічний склад і структура основного металу, параметри термічного циклу зварювання, схема навантаження, середовище тощо [3, 4]. Негативний вплив вказаних факторів не завжди вдається мінімізувати до чи під час зварювання. Тому в багатьох випадках необхідна післязварювальна обробка зварних з'єднань [5–8]. Актуальність технології підвищення опору втомі багато десятиліть входить до пріоритетної групи

інтересів інженерів, інформація про їх здобутки не сходить зі сторінок технічних видань [1–3, 6, 7].

У світовій практиці спостерігається загальна тенденція пошуку високотехнологічних способів продовження терміну безпечної експлуатації діючих металоконструкцій. Систематичні дослідження [7–11], проведені в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України та інших організаціях, показали, що передові методи зварювання, високочастотне механічне проковування (ВМП) та автоматизація цього процесу забезпечують високі фізико-механічні показники зміцненого шару металу і на сучасному етапі розвитку ресурсозберігаючих технологій є найефективнішим способом зміцнення зварних конструкцій, що працюють в умовах циклічних навантажень.

З огляду на це, **метою** роботи було отримання порівняльних результатів випробувань при визначенні впливу дугового зварювання та високочастотного механічного проковування, а також накопичення втомних пошкоджень на фізико-механічні властивості зварних з'єднань і на їх опір крихкому руйнуванню.

Методика досліджень. Об'єктом досліджень були зварні з'єднання низьколегованої конструкційної сталі S420NL наступного хімічного складу, %: 0,18 С; 0,58 Si; 1,01 Mn; 0,6 Ni; 0,11 Mo; 0,22 Cr; 0,17 V; 0,05 Nb; 0,48 Cu; 0,011 S; 0,018 P. При їх зварюванні в середовищі CO₂ використовували порошковий зварювальний дріт Filarc PZ

Жданов С.Л. – <https://orsid.org/0003-3570-895X>, Гайворонський О.А. – <https://orsid.org/0000-0002-5922-5541>, Позняков В.Д. – <https://orsid.org/0000-0001-8581-3526>, Завдовєєв А.В. – <https://orsid.org/0003-2811-0765>

© С.Л. Жданов, О.А. Гайворонський, В.Д. Позняков, Vaudin T., А.В. Завдовєєв, А.М. Герасименко, Р.В. Богодіст, 2025

6114 S діаметром 1,2 мм, який за показниками статичної міцності забезпечує рівномірність металу шва з основним металом. Режим зварювання стикових з'єднань зазначеної сталі завтовшки 14 мм з V-подібним розкриттям кромки становив: $I_{зв} = 190...210$ А; $U_d = 26...28$ В; $V_{зв} = 14...16$ м/год.

Післязварювальне ВМП виконували за відпрацьованою технологією з параметрами статичного навантаження (пережиму інструменту) $C = 150...200$ Н з частотою та амплітудою коливань перетворювача 27 кГц та $a = 15$ мкм і швидкістю повздовжньої подачі деформуючого інструменту $V = 25$ мм/с. Обробці підлягала вузька ділянка металу лінії сплавлення з'єднання з формуванням після проковування гладкої канавки завширшки 2...2,5 мм і завглибшки до 1,0 мм.

Для проведення експериментальних досліджень використовували комплексний підхід сучасних методів світлової (Versamet-2, Neophot-32) і трансмісійної електронної мікроскопії (JEM-200СХ, фірма JEOL, Японія). Мікротвердість вимірювали на мікротвердомірі LECO М-400 із навантаженням 100 г. Зразки для металографічних досліджень готували за стандартними методиками із застосуванням алмазних паст різної дисперсності. Виявлення мікроструктури виконували методом хімічного травлення у 4%-му спиртовому розчині азотної кислоти.

Для проведення випробувань ударної в'язкості зони термічного впливу (ЗТВ) зварних з'єднань виготовляли зразки відповідно до ДСТУ EN ISO 9017:2015. За результатами випробувань оцінювали вплив ВМП на зміну показників KCV при температурах випробувань до -40 °С.

Здатність металу опиратись крихкому руйнуванню визначали з використанням підходів механіки руйнування, згідно з якими використовували зразки, попередньо вирізані зі зварних з'єднань, завтовшки 10 мм з наведеною тріщиною втомі у верхині надрізу, у вихідному стані та після ВМП. Потім при статичному навантаженні вигином визначали критичний коефіцієнт інтенсивності напружень K_q . Для визначення значень критичного коефіцієнта інтенсивності напружень використовували формули механіки руйнування. При цьому брали до уваги встановлену раніше залежність, що при підвищенні значень K_q чутливість до концентрації напружень знижується та опір металу крихкому руйнуванню підвищується, або навпаки, при зниженні коефіцієнта опір знижується.

Ударна в'язкість металу ЗТВ зварних з'єднань сталі S420NL, виконаних порошковим дротом Filarc PZ 6114 S в CO₂

Номер з/п	Обробка після зварювання	KCV , Дж/см ² , при температурах, °С		
		+20	-20	-40
1	Вихідний стан	315...322	275...287	227...252
		319	282	238
2	Високочастотне механічне проковування	325...330	281...298	235...262
		327	290	250

Випробування на втому проводили на зразках зварних з'єднань завтовшки 14 мм у вихідному стані та після ВМП при їх циклічному навантаженні вигином. Зварні з'єднання навантажували з частотою 14 Гц при напруженнях симетричного циклу 100 МПа. Для випробувань використовували машину УМП-1. Під час випробувань фіксували кількість циклів, при яких відбувалось утворення тріщини втомі критичної довжини (3 мм), та напруження, при якому зразки залишилися неушкодженими після $2,1 \cdot 10^6$ циклів навантажень.

Результати роботи та їх обговорення. У результаті випробувань на ударну в'язкість встановлено, що показники KCV для пришовного металу ЗТВ у випадку високочастотного механічного проковування та без нього практично однакові, але після ВМП дещо вищі. Так, при температурі випробування $+20$ °С вони знаходяться в діапазоні $319...327$ Дж/см² при -20 °С – $281...290$ Дж/см² при -40 °С – $238...250$ Дж/см² (див. таблицю).

Методами світлової мікроскопії встановлено, що структура основного металу сталі S420NL є феритно-перлітною з розміром зерна $Dz \sim 10...30$ мкм з мікротвердістю $HV_{0,1} \sim 1600...1700$ МПа. У багатопрхідному зварному з'єднанні без обробки ВМП метал шва має феритно-перлітну (Ф+П) структуру. У верхньому проході мікротвердість складає $HV \sim 1650$ МПа з розміром зерен глобулярного типу $Dz \sim 10...50$ мкм і дендритів $h \times l = 50...200 \times 150...550$ мкм. У нижньому проході $HV_{0,1} \sim 1600...1700$ МПа, розмір зерен також глобулярного типу $Dz \sim 10...50$ мкм і дендритів $h \times l = 50...100 \times 150...450$ мкм.

У зоні термічного впливу (ЗТВ) спостерігається бейнітна структура (Б), а при наближенні до основного металу – структура Ф+П. Розмір пакетів зменшується від $Dz \sim 40...200$ мкм (ділянка перегріву ЗТВ) до $Dz \sim 5...39$ мкм (ділянка перекристалізації ЗТВ). При цьому $HV_{0,1}$ відповідно від $2210...2740$ МПа до $1990...2280$ МПа.

У порівнянні з вихідним станом після ВМП на глибині 125 мкм від поверхні зразка відбувається подрібнення структури на вищевказаних ділянках ЗТВ зварного з'єднання до $Dz \approx 15...100$ мкм (ділянка перегріву ЗТВ) та $Dz \approx 5...30$ мкм (ділянка перекристалізації ЗТВ), при цьому зростають значення $HV_{0,1}$ в середньому в 1,2 рази – до 3090 та до 2360 МПа відповідно (рис. 1).

Методом ТЕМ встановлено, що в металі зварного шва спостерігається формування

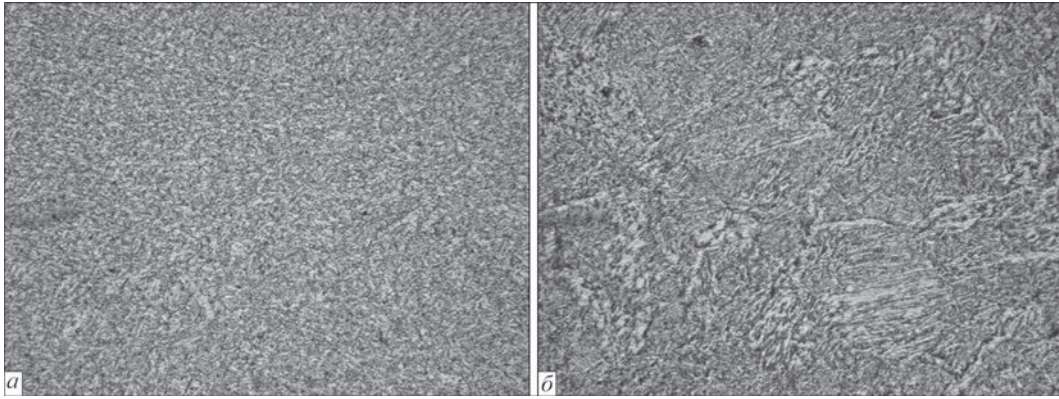


Рис. 1. Мікροструктура ($\times 500$) металу шва (а) та ЗТВ (б) зварного з'єднання сталі S420NL з використанням дроту Filarc PZ 6114 S в CO_2 після ВМП

субструктури (0,3...1,5 мкм). Щільність дислокацій (ρ) у структурі металу шва в середньому складає $\rho = 3...6 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. У зоні термічного впливу формується рейкова бейнітна структура. Бейніт верхній має товщину рейок $h_p = 0,3...1,1 \text{ мкм}$ із субструктурою розміром $d_c = 0,16...0,3 \times 0,35...1 \text{ мкм}$ при щільності дис-

локацій $\rho = 4...6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Бейніт нижній має $h_p = 0,5...1,3 \text{ мкм}$ з $d_c = 0,15...0,4 \times 0,25...0,9 \text{ мкм}$ при щільності дислокацій $\rho = 2...5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Таким чином, встановлено, що в металі зварного з'єднання сталі S420NL з використанням дроту Filarc PZ 6114 S у металі шва та ЗТВ спостерігаються відносно невеликі градієнти щодо щільності

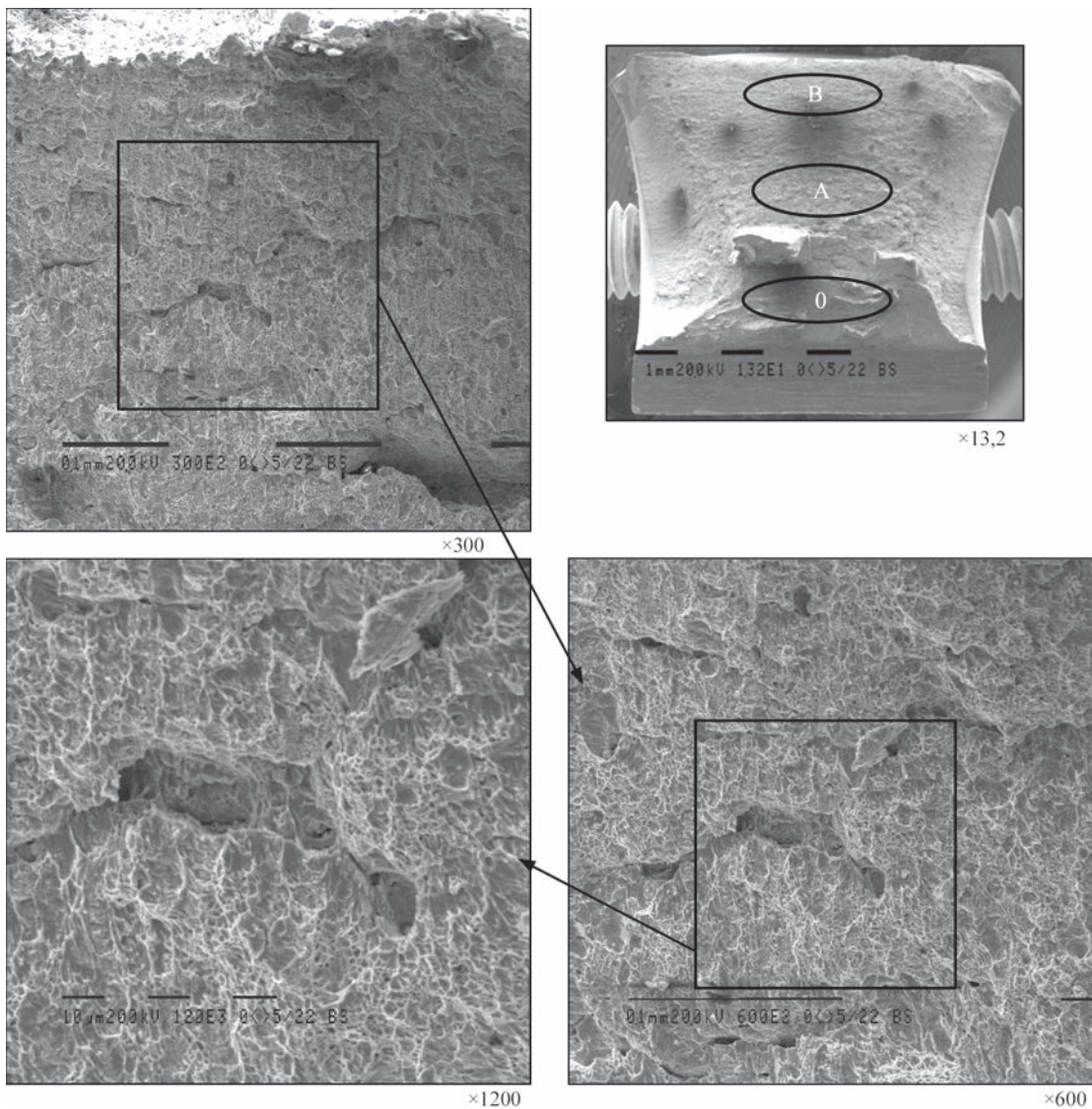


Рис. 2. Фото зламу зразків зварного з'єднання після випробування на ударний згин при температурі $+20 \text{ }^\circ\text{C}$ (зона повільного розвитку тріщини)

дислокацій і формування субструктурних складових, що буде, напевно, забезпечувати тріщиностійкість, а також зміцнення ділянки шва та ЗТВ.

Методом скануючої електронної мікроскопії виконано фрактографічні дослідження зварних з'єднань після випробувань на ударну в'язкість при температурах +20 °С, -20 °С і -40 °С для характерних зламів (біля надрізу – повільного роз-

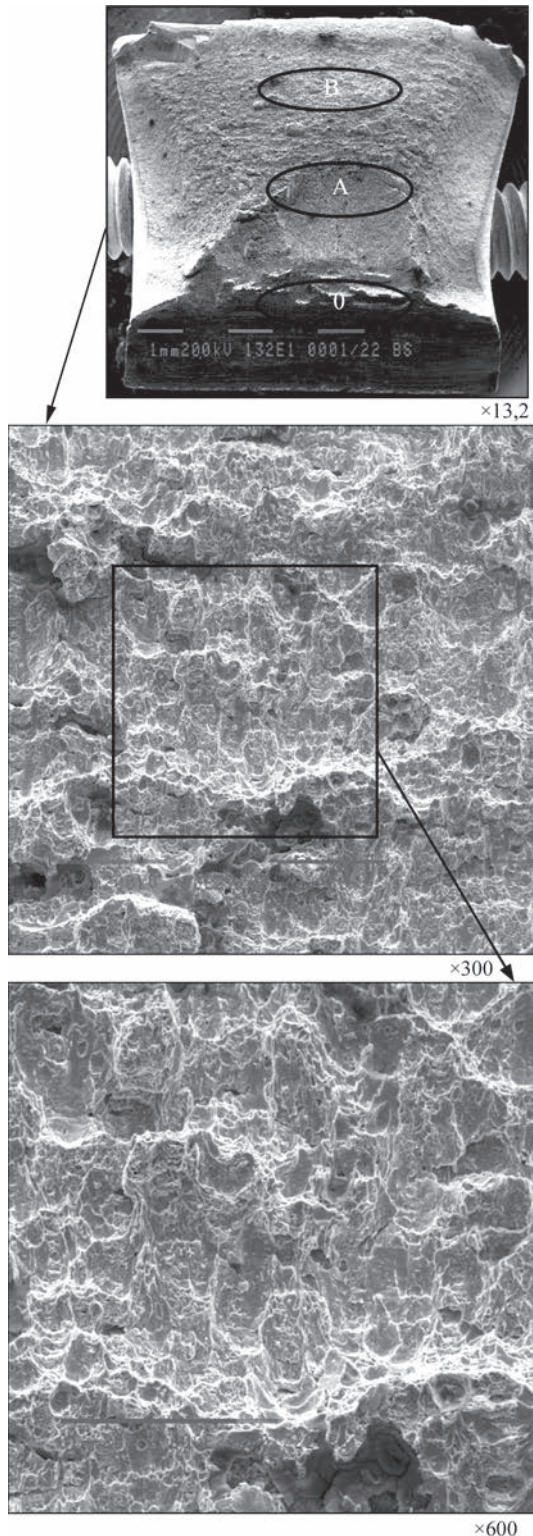


Рис. 3. Фото зламу зразків зварного з'єднання після випробування на ударний згин при температурі -40 °С (зона повільного розвитку тріщини)

витку тріщини; магістрального розвитку тріщини, долому та бокових скосів). Для всіх досліджуваних зламів показано наступне – руйнування проходило по металу ЗТВ, характер руйнування в'язкий з ямковим мікрорельєфом. У зонах повільного розвитку тріщини спостерігаються розшарування та одиничні вторинні мікротріщини (рис. 2, 3). У зонах магістрального розвитку тріщини, долому та бокових скосів дефектів не виявлено при всіх температурах випробувань. Це свідчить про високу тріщиностійкість металу та підтверджується високими показниками ударної в'язкості (див. таблицю). За результатами виконаних досліджень щодо опору крихкому руйнуванню встановлено наступне. У вихідному стані зварні з'єднання сталі S420NL, без обробки ВМП, при випробуваннях металу ЗТВ мають показники K_q на рівні 95,8 МПа $\sqrt{м}$ при температурі випробувань +20 °С, 92,4 МПа $\sqrt{м}$ при -20 °С і 86,7 МПа $\sqrt{м}$ при -40 °С (рис. 4). Дещо вищими є значення коефіцієнта інтенсивності напружень для металу ЗТВ після ВМП зварних з'єднань. У залежності від температури випробувань вони відповідно становлять 97,1, 93,5 і 89,1 МПа $\sqrt{м}$. Підвищення опору крихкому руйнуванню металу ЗТВ зварних з'єднань сталі S420NL у результаті дії ВМП знаходиться в межах до 2,5 %.

Результати проведених досліджень опору втоми свідчать, що зразок зварного з'єднання сталі S420NL у вихідному стані уразила тріщина втоми критичної довжини 3 мм вже після 1420000 циклів навантаження. Натомість зразки, які піддали ВМП, залишилися незруйнованими після $N = 2,1 \cdot 10^6$ циклів навантаження. Можна припустити, що підвищення опору втоми зварних з'єднань сталі S420NL відбулося в результаті змін у структурі в приповерхневому шарі на лінії сплавлення та в металі ЗТВ.

З літературних джерел [11–13] і з практики експлуатації зварних конструкцій різного призначення з'ясовано, що в найбільш навантажених вузлах можуть накопичуватись втомні пошкодження, які призводять до передчасної появи тріщин, що, в свою чергу, істотно знижує циклічну довговічність пошкоджених елементів у конструкції в цілому. Тому

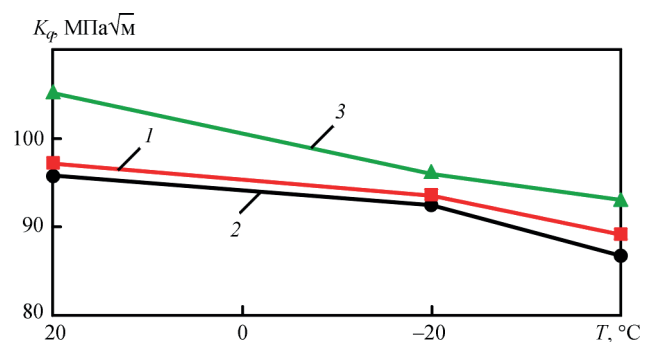


Рис. 4. Залежність значень критичного коефіцієнту інтенсивності напружень K_q від температури випробувань металу ЗТВ зварних з'єднань сталі S420NL: 1 – ВМП; 2 – без ВМП; 3 – основний метал для порівняння

в роботі також досліджували вплив рівня накопичених втомних пошкоджень на опір крихкому руйнуванню металу ЗТВ стикових зварних з'єднань, виконаних вищевказаними зварювальними матеріалами. Відмінність від випробувань, про які йшла мова раніше, полягала в тому, що попередньо зразки піддавали циклічному навантаженню з різною кількістю циклів. У нашому випадку вона складала $N = 800000$ та $N = 1200000$, що становить 60 і 80 % від загальної кількості циклів навантажень, при яких (див. вище) утворюються тріщини втоми (1420000 циклів). За результатами досліджень встановлено, що зі збільшенням рівня накопичених пошкоджень значення коефіцієнта інтенсивності напружень K_q дещо зменшується, але залишається на високому рівні (рис. 5). Так, при температурі випробувань $+20$ °С зі збільшенням рівня накопичених пошкоджень від 60 до 80 % від значення коефіцієнта зменшуються від 96 до 94,5 МПа $\sqrt{м}$, а при температурі -40 °С — з 83,5 до 81,9 МПа $\sqrt{м}$ відповідно.

Очевидно, що зниження опору крихкому руйнуванню металу ЗТВ зварних з'єднань відбувається в результаті змін у структурі металу при тривалих навантаженнях.

Проведені дослідження структури свідчать, що в результаті тривалого циклічного навантаження в структурі металу ЗТВ зварного з'єднання сталі S420NL відбулися певні зміни, які пов'язані з утворенням локальних смугових структур. Це свідчить про розвиток процесів перерозподілу дислокацій у цій зоні. У той же час змін у фазовому складі, розмірі зерен і мікротвердості не відбувається. Так, як вище зазначалось, на ділянці перегріву ЗТВ з'єднань присутня структура бейніту, мікротвердість якого складає 1870...2450 МПа, розмір пакетів становить 40...200 мкм.

Методом растрової електронної мікроскопії досліджено характер руйнування металу зварних з'єднань після накопичення втомних ушкоджень за кількістю 1200000 циклів навантаження при температурах від $+20$ °С до -40 °С.

При температурі $+20$ °С у зоні магістрального розвитку тріщини характер руйнування в основ-

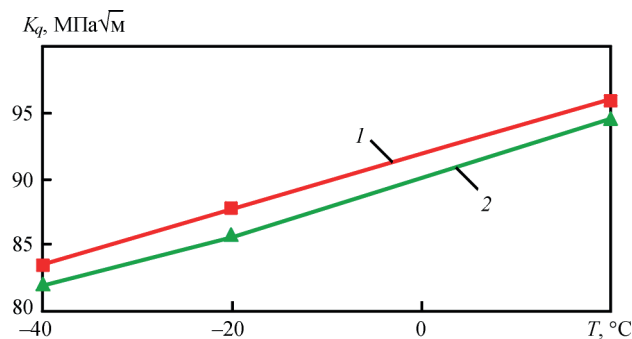


Рис. 5. Вплив накопичення втомних пошкоджень на опір крихкому руйнуванню металу ЗТВ зварних з'єднань сталі S420NL: 1 – 60 % накопичених пошкоджень ($N = 800000$ циклів); 2 – 80 % накопичених пошкоджень ($N = 1200000$ циклів)

ному в'язкий ($V_q = 85...90$ %). На поверхні відсутні як дрібні ямки розміром $d_a = 0,5...5$ мкм, так і великі $d_a = 8...30$ мкм. Також є ділянки квазікрихкого руйнування ($V_q = 10...15$ %) з розміром фасеток квазісколу $d_\phi \approx 5...25$ мкм.

При зниженні температури випробування до -20 °С об'ємна частка крихкого руйнування підвищується до $V_q = 30...35$ %, розмір фасеток квазісколу не змінюється.

При температурі випробування -40 °С об'ємна частка крихкого руйнування збільшується до $V_q = 60...65$ %, розмір фасеток квазісколу не змінюється ($d_\phi \approx 5...25$ мкм). Також в металі присутні протяжні вторинні тріщини $L_{тр} = 20...110$ мкм.

Отже, при зниженні температури випробування до -40 °С у ділянці магістрального розвитку тріщини маємо переважно крихкий тип руйнування (60...65 %). Це підтверджується незначним зниженням (на 12 %) в'язкості руйнування від $K_q = 94,5$ МПа $\sqrt{м}$ ($T_{випр} = 20$ °С) до $K_q = 82...85$ МПа $\sqrt{м}$ (при мінусових температурах), що свідчить про достатню тріщиностійкість зварних з'єднань сталі S420NL в умовах експлуатаційних циклічних навантажень.

У підготовці та проведенні випробувань брали участь В.Д. Рябоконт та В.А. Яцук.

Висновки

1. Металографічними дослідженнями встановлено, що під дією ВМП на глибині 125 мкм від поверхні зразка відбувається подрібнення бейнітної структури металу ЗТВ зварного з'єднання, спостерігаються невеликі градієнти щодо щільності дислокацій і формування субструктурних складових, при цьому зростають значення твердості у порівнянні з вихідним станом. Також після ВМП дещо вищими є показники ударної в'язкості металу ЗТВ зварних з'єднань сталі S420NL, ніж у стані без проковування.

2. Встановлено, що застосування ВМП для зварних з'єднань сталі S420NL призводить до підвищення опору металу ЗТВ крихкому руйнуванню, про що свідчить незначне зростання коефіцієнта інтенсивності напружень K_q у межах до 0,5 %.

3. Оцінено вплив рівня накопичених пошкоджень на опір зварних з'єднань сталі S420NL крихкому руйнуванню. Отримані дані свідчать, що зі збільшенням рівня пошкоджень з 60 до 80 % від загальної кількості навантажень, при яких утворюються тріщини втоми, значення коефіцієнта K_q зменшується на 1,5...2,0 %. Це можна пояснити певними змінами в структурі металу ЗТВ зварних з'єднань (без зміни фазового складу), пов'язаними з утворенням локальних смугових структур і розвитком процесів перерозподілу дислокацій у цій зоні.

4. Встановлено, що підвищити опір втоми зварних з'єднань сталі S420NL можливо за рахунок використання ВМП після їх зварювання. При цьо-

му після ВМП зварне з'єднання залишається неушкодженим після $N = 2,1 \cdot 10^6$ циклів навантажень, тоді як без ВМП тріщина в томи критичної довжини утворюється вже після 1420000 циклів.

Список літератури

1. Кудрявцев В.И., Наумченков Н.Е. (1976) *Усталость сварных конструкций*. Москва, Машиностроение.
2. Труфяков В.И. (1998) Повышение сопротивления усталости сварных соединений и конструкций. *Автоматическая сварка*, **11**, 11–19.
3. Похмурський В.І., Хома М.С. (2008) *Корозійна втома металів і сплавів*. Львів, СПОЛОМ.
4. Кныш В.В., Соловей С.А., Кирьян В.И., Ныrkova Л.И., Осадчук С.А. (2017) Применение высокочастотной проковки для повышения эксплуатационных характеристик стыковых сварных соединений в условиях умеренного климата. *Автоматическая сварка*, **4**, 15–20. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2017.04.03>
5. Дегтярев В.А. (2011) Оценка влияния режимов высокочастотной проковки сварных соединений на их сопротивление усталости. *Проблемы прочности*, **2**, 61–70. <http://dspace.nbuv.gov.ua/handle/123456789/112756>
6. Нехорошков, О.Н., Першин В.П., Семухин Б.С. (2006) Применение метода ультразвуковой ударной обработки для сварных соединений конструкционных сталей. *Вестник ТГАСУ*, **2**, 120–125.
7. Кныш В.В., Кузьменко А.З., Войтенко О.В. (2006) Повышение сопротивления усталости сварных соединений высокопрочной механической проковкой. *Автоматическая сварка*, **1**, 43–47.
8. Zhang, H., Wang, D., Xia, L. et al. (2015) Effects of ultrasonic impact treatment on pre-fatigue loaded high-strength steel welded joints. *International J. of Fatigue*, **80**, 278–287. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.06.017>
9. Панин В.Е., Каблов Е.Н., Плешанов В.С. (2006) Влияние ультразвуковой ударной обработки на структуру и сопротивление усталости сварных соединений высокопрочной стали ВКС-12. *Физическая мезомеханика*, **3**, 85–96.
10. Лобанов Л.М., Кирьян В.И., Кныш В.В., Прокопенко Г.И. (2006) Повышение сопротивления усталости сварных соединений сварных металлоконструкций высокочастотной механической проковкой (Обзор). *Автоматическая сварка*, **9**, 3–11.
11. Кныш В.В., Соловей С.А., Кузьменко А.З. (2011) Влияние предварительного циклического нагружения на эффективность упрочнения сварных соединений высокопрочной проковкой. *Автоматическая сварка*, **10**, 44–48.
12. Кныш В.В., Соловей С.А., Кузьменко А.З. (2012) Повышение сопротивления усталости сварных соединений с накопленной повреждаемостью при многоступенчатых и блочных нагружениях. *Автоматическая сварка*, **7**, 24–28.

13. Кныш В.В., Кузьменко А.З., Соловей С.О. (2009) Накопичення втомних пошкоджень в таврових зварних з'єднаннях в початковому і зміщеному високочастотним проковуванням станах при блочному навантаженні. *Машинознавство*, **9**, 27–31.

References

1. Kudryavtsev, V.I., Naumchenkov, N.E. (1976) *Fatigue of welded structures*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
2. Trufyakov, V.I. (1998) Increasing the fatigue resistance of welded joints and structure. *Avtomatich. Svarka*, **11**, 11–19 [in Russian].
3. Pokhmursky, V.I., Khoma, M.S. (2008) *Corrosion resistance of metals and alloys*. Lviv, SPOLOM [in Ukrainian].
4. Knysh, V.V., Solovej, S.A., Kyrian, V.I., Nyrkova, L.I., Osadchuk, S.A. (2017) Application of high-frequency peening to improve the performance of butt welded joints in the atmosphere of temperate climate. *The Paton Welding J.*, **4**, 14–18. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2017.04.03>
5. Degtyarev, V.A. (2011) Assessment of the high-frequency mechanical forging mode effect on fatigue strength of welded joints. *Strength Mater.*, **43**, 154–160. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11223-011-9281-1>
6. Nekhoroshkov, O.N., Pershin V.P., Semukhin B.S. (2006) Application of the method of ultrasonic impact treatment for welded joints of structural steels. *Bulletin of TSUACE*, **2**, 120–125 [in Russian].
7. Knysh, V.V., Kuzmenko A.Z., Vojtenko O.V. (2006) Increasing fatigue resistance of welded joints by high-frequency mechanical peening. *The Paton Welding J.*, **1**, 30–33.
8. Zhang, H., Wang, D., Xia, L., Lei, Z., Li, Y. (2015) Effects of ultrasonic impact treatment on pre-fatigue loaded high-strength steel welded joints. *Int. J. of Fatigue*, **80**, 278–287. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.06.017>
9. Panin, V.E., Kablov, E.N., Pleshanov, V.S. (2006) Effect of ultrasonic impact treatment on the structure and fatigue resistance of welded joints of high-strength steel VKS-12. *Fizicheskaya Mezomechanika*, **3**, 85–96 [in Russian].
10. Lobanov, L.M., Kirian, V.I., Knysh, V.V., Prokopenko, G.I. (2006) Improvement of fatigue resistance of welded joints in metal structures by high-frequency mechanical peening (Review). *The Paton Welding J.*, **9**, 2–8.
11. Knysh, V.V., Solovej, S.A., Kuzmenko, A.Z. (2011) Influence of preliminary cyclic loading on effectiveness of welded joint strengthening by high-frequency peening. *The Paton Welding J.*, **10**, 36–39 [in Ukrainian].
12. Knysh, V.V., Solovej, S.A., Kuzmenko, A.Z. (2012) Improvement of fatigue resistance of welded joints with accumulated damage under multistage and block loading. *The Paton Welding J.*, **7**, 19–23.
13. Knysh, V.V., Kuzmenko, A.Z., Solovej, S.A. (2009) Accumulation of fatigue damage in tee welded joints in as-welded and after high-frequency peening under block loading. *Machynoznavstvo*, **9**, 27–31.

IMPACT OF ARC WELDING AND HIGH FREQUENCY MECHANICAL PEENING ON THE MECHANICAL PROPERTIES AND RESISTANCE TO BRITTLE FRACTURE OF WELDED JOINTS OF S420NL STEEL

S.L. Zhdanov¹, O.A. Haivoronsky¹, V.D. Poznyakov¹, Baudin T.², A.V. Zavdoveev¹, A.M. Gerasymenko¹, R.V. Bogodist¹

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

E-mail: patonlab48@ukr.net

²Université Paris-Saclay, CNRS, Institut de chimie moléculaire et des matériaux d'Orsay, 91405, Orsay, France

The paper considers the regularities of phase-structural transformations in welded joints of low-alloy steel S420NL in as-welded, after high-frequency mechanical peening and accumulation of fatigue damage. Welded joints were obtained by mechanized metal arc welding in a carbon dioxide environment with flux-cored wire Filarc PZ 6114 S. The grain, subgrain and dislocation structure of welded joints was studied by light and transmission electron microscopy (TEM). Experimental data were obtained as to the influence of the structure on the change of values of impact toughness (*KCV*) and brittle fracture resistance (*K_q*) of untreated welded joints after fatigue damage accumulation. The efficiency of increasing their fatigue resistance due to the use of high-frequency mechanical peening is shown. 13 Ref., 1 Tabl., 5 Fig.

Keywords: low-alloy steel, arc welding, welded joints, structure, high-frequency mechanical peening, fatigue damage, brittle fracture

Отримано 29.01.2025

Отримано у переглянутому вигляді 04.03.2025

Прийнято 22.04.2025

ВПЛИВ ДИСПЕРСНИХ ОКСИДІВ НА КІНЕТИКУ СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ ШВІВ

В.В. Головко, В.А. Костін, В.В. Жуков

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

Проведено дослідження з вивчення впливу інокулювання до зварювальної ванни дисперсних тугоплавких оксидів алюмінію, титану, магнію та циркону на модифікування структури металу зварних швів низьколегованих сталей. Показано, що інокулювання до зварювальної ванни тугоплавких оксидів сприяє підвищенню температури закінчення бейнітного перетворення та суттєво знижує його температурний діапазон. Ця тенденція співпадає з розміром кута змочування між оксидом і рідким залізом. Збільшення вмісту інокулянтів у рідкому металі зварювальної ванни з 0,1 до 0,2 % впливає на температури початку та закінчення бейнітного перетворення. Зростає як температура його початку, так і закінчення, тобто формування бейніту відбувається в області вищих температур, а температурний діапазон цієї області звужується (зростає кінетика перетворення). Підвищення температури закінчення бейнітного перетворення та скорочення його температурного діапазону викликає збільшення вмісту голчастого фериту в структурі металу швів, що відповідає підвищеному рівню роботи удару металу швів. Бібліогр. 12, табл. 6, рис. 6.

Ключові слова: зварювання, мікроструктура, дисперсні оксиди, інокулювання зварювальної ванни, бейнітне перетворення

Вступ. Покращення механічних властивостей зварних з'єднань низьколегованих високоміцних сталей є актуальною проблемою в галузі зварних металоконструкцій. Сучасне матеріалознавство розглядає процеси модифікування металу як провідний інструмент для подальшого розвитку обсягів використання низьколегованих сталей при виготовленні вузлів, конструкцій та апаратів, які призначені для експлуатації в екстремальних умовах. Як виконані провідними науковими центрами дослідження, так і досвід промислового впровадження свідчать, що інокулювання до металевого розплаву тугоплавких сполук дозволяє ефективно впливати на процеси формування структури металів на етапі кристалізації та перекристалізації. Використання визначених на сьогодні підходів до модифікування стосовно виготовлення зварних металоконструкцій із високоміцних низьколегованих сталей потребує розширення бази наукових знань та уявлень щодо впливу дисперсних тугоплавких інокулянтів на розвиток перитектичних процесів при зародженні та розвитку дендритів у зварювальній ванні, розпаду аустенітної фази з утворенням субструктури, та на параметри бейнітного перетворення.

Процеси модифікування металу зварних швів починаються з отримання дрібніших зерен аустеніту (γ), що є обов'язковою умовою, тому що значна кількість зерен фериту (α) зароджуються і ростуть на межі γ -зерен. У зв'язку з цим зародження та зростання γ -зерен у матриці, а, отже, і вільна енергія δ/γ становлять особливий інтерес. Підчас

кристалізації зварювальної ванни низьковуглецевої сталі відбувається фазовий перехід дельта-фериту в аустеніт у тонкій твердій оболонці в безпосередній близькості від меніску. Добре відомо, що багато дефектів лиття виникають у цій області, та все ж дуже мало відомо про морфологічний розвиток цього важливого фазового переходу.

Процеси модифікування широко використовуються для підвищення механічних властивостей як самих сталей, так і металу зварних швів на цих сталях. За характером металургійної взаємодії з металом можливо виділити два основних типи модифікаторів: тугоплавкі та поверхнево-активні. Опису впливу тугоплавких модифікаторів, які утворюють з хімічними елементами металевого розплаву тугоплавкі нерозчинні частинки, сприяють гетерогенному утворенню зародків центрів кристалізації металу, було приділено велику увагу. Результати виконаних досліджень узагальнені в ряді фундаментальних робіт [1–3].

Значно менше уваги було приділено впливу на процеси формування структури сплавів залізо-вуглець поверхнево-активних модифікаторів. Відомо, що вони осаджуються у вигляді тонкого шару на поверхні зародків металевих кристалів у розплаві, що викликає зменшення поверхневої енергії міжфазних границь у системі «розплав–тверда фаза» [4]. У результаті збільшується швидкість утворення центрів кристалізації, що пов'язано зі зменшенням критичного радіусу зародку, але зменшується швидкість зростання металевих кристалів [5]. Такий подвійний ефект поверхнево-активних моди-

Головко В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-2117-0864>, Костін В.А. – <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>,

Жуков В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3358-8491>

© В.В. Головко, В.А. Костін, В.В. Жуков, 2025

фікаторів сприяє зниженню розмірів кристалізованої структури металу [6].

У роботі наведено результати досліджень, які були спрямовані на розширення бази наукових знань щодо особливостей впливу поверхнево-активних модифікаторів на формування структури металу зварних швів. Зокрема розглянуто вплив змочування неметалевими включеннями поверхні зростаючих дендритів на формування структури металу. Викладені в роботі дані мають бути використані при розробці нових зварювальних матеріалів, вдосконаленні існуючих технологічних процесів зварювання низьколегованих сталей.

Стан проблеми. За наявності в розплаві неоднорідних частинок або нерівностей на поверхні дендриту енергія, яка необхідна для утворення зародків нової фази, зменшується за рахунок міжфазного натягу між розплавом, сторонніми частинками та зародками, що утворюються. Кристалічні зародки утворюються на твердих частинках, які перебували у переохоложеному розплаві до досягнення ними критичного розміру. Зазвичай гетерогенне зародкоутворення відбувається при кристалізації сталевого розплаву в зварювальній ванні. Це пов'язано з наявністю великої кількості сторонніх частинок (ендогенних і екзогенних включень). Тугоплавкі неметалеві включення можуть бути центрами гетерогенного зародження дендритів і впливати на їх розвиток, але при цьому потрібно брати до уваги широко відомий негативний вплив неметалевих включень на механічні властивості металу зварних швів. Оксиди, такі як Al_2O_3 , MgO і TiO_2 , є первинними неметалевими формами, які можуть бути присутні в розплаві зварювальної ванни.

Дослідження змочування рідкого заліза при контакті з Al_2O_3 , MgO та Ti_2O_3 показали, що у разі чистого заліза крайовий кут і поверхневий натяг знаходиться в межах $105,1...103^\circ$ і $1500...1410$ мН/м для підкладки Al_2O_3 , та $99,2...90^\circ$ і $1490...1270$ мН/м для підкладки MgO . Для підкладки з Ti_2O_3 крайовий кут трохи зменшується з $128,2$ до 122° , а значення поверхневого натягу має середнє значення 1610 мН/м. Для випадків Al_2O_3 /чисте Fe та MgO /чисте Fe утворення реакційного шару на границі розділу $FeAl_2O_4$ та $MgO-FeO$ (твердий розчин) відповідно призводять до зменшення контактного кута та поверхневого натягу. У випадку Ti_2O_3 /чисте Fe міжфазна реакція не може відбуватися. Що стосується випадку Ti_2O_3 /сталь, різке зменшення контактного кута і значення поверхневого натягу викликані утворенням реакційного шару Al_2TiO_5 [7–9].

Випробування на змочування, які проводилися між розплавленим сплавом Fe–Cr–Ni та оксидними підкладками Al_2O_3 , MgO та $MgO \cdot Al_2O_3$ у середовищі Ar атмосфери при 1873 К, дозволили визначити крайові кути та міжфазні енергії для кожного складу підкладки. Було встановлено, що розплавлене залізо має крайові кути 114° , 111 і 117 з підкладками Al_2O_3 , MgO і $MgO \cdot Al_2O_3$ відповідно, а розплавлений сплав Fe–Cr–Ni з тими ж підкладками 105° , 103 і 103 відповідно. Різниця в крайових кутах вказує на те, що змочуваність між розплавленим сплавом Fe–Cr–Ni та всіма трьома підкладками була вищою, ніж між розплавленим залізом і підкладками. Рівень міжфазної енергії розплавленого заліза дорівнює 1862 , 2388 і 2781 мН/м на Al_2O_3 , MgO та $MgO \cdot Al_2O_3$ відповідно, а для розплавленого сплаву Fe–Cr–Ni — 1513 , 2075 та 228 мН/м відповідно [7–9]. Відмінності в контактному куті пояснюються впливом міжфазної енергії. Значення міжфазної енергії, розраховані за рівнянням Юнга, були меншими для розплавленого сплаву Fe–Cr–Ni за всіма типами підкладки більше, ніж для розплавленого заліза. Відмінності в рівні міжфазної енергії пояснюються вищою реакційною здатністю сплаву Fe–Cr–Ni при контакті з оксидними підкладками, ніж у чистого заліза.

Мета роботи полягала у вивченні особливостей процесів зародкоутворення, зростання та розвитку морфології виділених фаз при кристалізації металу зварювальної ванни та при фазових перетвореннях, які контролюються міжфазною вільною енергією між тугоплавкими оксидними частинками та матрицею.

Матеріали та методика роботи. Дослідження впливу тугоплавких частинок Al_2O_3 , MgO , TiO_2 та ZrO_2 на модифікування структурних складових металу швів виконували на зразках наплавленого металу, які були отримані з останнього шару металу стикового шва, що зварювали дослідним порошковим дротом OERLIKON Fluxocord 35.22 типу «metal core» діаметром $4,0 \pm 0,1$ мм під шаром флюсу ST65 за стандартом ISO 14171 [10]. Фізико-хімічні параметри обраних для експериментів з'єднань наведено в табл. 1.

Зразки наплавленого металу були отримані методом автоматизованого зварювання із використанням зварювального трактора КА-001 і джерела живлення КИУ-1200. Зварювання виконували постійним струмом зворотної полярності $500...520$ А, при напрузі на дузі $34...36$ В і швидкості зварювання 43 ± 1 м/г. Після кожного проходу стикове з'єднання охолоджували на повітрі до температури не більше 120°C . Потонна енергія зварювання становила $13...15$ кДж/см.

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

Сполука	T плавлення, °C	Тип кристалеві решітки	Параметр решітки, нм	Невідповідність з розміром δFe, %	Міжфазна енергія, мДж/м ²
ZrO ₂	2715	Тетрагональна	a-3,640 c-5,152	1	2863
MgO	2825	ГЦК	a-4,213	14	2226
TiC	3160	ГЦК	a-4,336	18	884
TiO ₂	1843	Тетрагональна	a-4,593 c-2,959	25	2444
Al ₂ O ₃	2044	Ромбодрична	a-5,120 α-55,25 ⁰	39	972

Частинки тугоплавких сполук розміром 200...500 мкм вводили (інокулювали) до розплавленого металу через осердя порошкового дроту діаметром 1,6 мм, який подавали до зварювальної ванни у вигляді «холодної» присадки. Присадковий порошковий дріт виготовляли зі сталеві стрічки сталі марки 08Ю розміром 0,8×12 мм. Шихту для заповнення осердя виготовляли із суміші залізного порошку марки ПЖМ з інокулянт. Вміст інокулянта становив 10 % для швів з маркуванням Al₂O₃^{*}, MgO^{*}, TiO₂^{*} та ZrO₂^{*} і 20 % для швів Al₂O₃^{**}, MgO^{**}, TiO₂^{**} та ZrO₂^{**}. Коефіцієнт заповнення стрічки витримували в діапазоні 18...20 %. Схеми підготовки стиків, зварного з'єднання та місць відбору зразків для проведення досліджень наведені на рис. 1, 2.

Металографічні дослідження останнього проходу проводили на оптичному мікроскопі Neophot 32 на поперечних шліфах металу швів, відполірованих і протравлених в 2%-му розчині азотної кислоти у спирті (ніталь). Такі ж самі шліфи використовували для досліджень на скануючому електронному мікроскопі. Аналіз мікроструктури проводили відповідно до вимог стандарту EN ISO 17639 [11] та рекомендацій Міжнародного інституту зварювання [12]. Первинну структуру металу шва досліджували на полірованих зразках, протравлених у киплячому насиченому розчині пікрату натрію (C₆H₂(NO₂)₃ONa) у воді.

Для визначення параметрів структури застосовували програму аналізу зображень MIPAR (США) v.4.2.1, у якій використовується технологія глибокого навчання із використанням штучного інтелекту (ШІ), яка дозволяє навчити програмне забезпечення адаптуватися до аналізу отриманих

мікрофотографій, які характеризуються різним контрастом, яскравістю, розміром структурних елементів та особливостями текстури, а також технікою підготовки зразків для досліджень.

В останніх версіях програми MIPAR (вище v.4.2) використовується велика бібліотека процедур (ресіре) для визначення розмірів зерен, об'ємної частки та розподілу за розмірами фаз і включень, визначення орієнтації та неоднорідності структури, особливості текстури тощо. У роботі було використано стандартні процедури (ресіре) програми MIPAR для визначення розміру та розгалуженості границь зерен у низьколегованих сталях.

Характер структурних перетворень у метали легованих швів вивчали методом імітації термодеформаційного циклу зварювання (ТДЦС) із використанням комплексу Gleeble 3800, оснащеного швидкодіючим дилатометром. Дослідження виконувалися із застосуванням циліндричних зразків діаметром 6 мм і завдовжки 80 мм, виготовлених із наплавленого металу завтовшки 20 мм. Відповідно до розробленої в ІЕС ім. Є.О. Патона методики за заданою програмою зразки нагрівалися у вакуумній камері до температури 1170 °C, а потім охолоджувалися за різними термічними циклами з різними швидкостями охолодження. Криві охолодження відповідали залежності Ньютона-Ріхмана та швидкостям охолодження 5; 10; 17; 30; 45 °C/c на ділянці температур 500...600 °C. При цьому досить точно відтворювалися параметри охолодження термічних циклів зварювання (теплові та тимчасові) у металі зварних з'єднань.

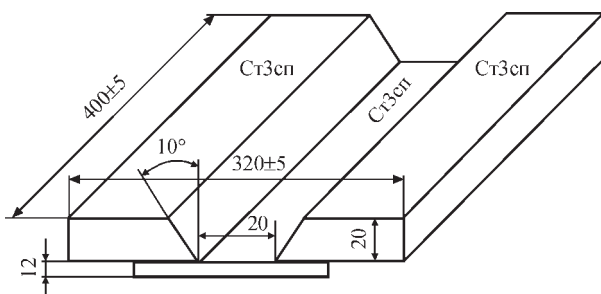


Рис. 1. Схема підготовки стикового з'єднання для отримання зразків металу швів відповідно до вимог ISO 14 171

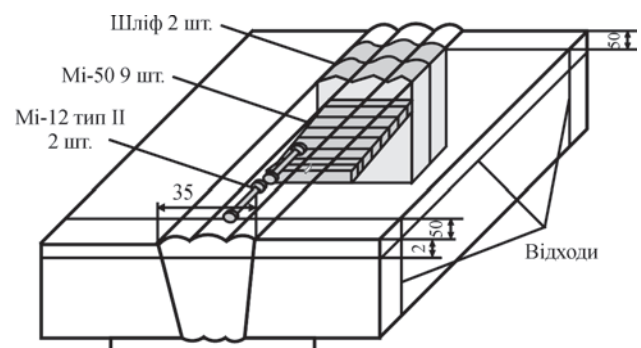


Рис. 2. Схема відбору зразків для визначення хімічного складу, механічних властивостей і структури металу швів

Таблиця 2. Хімічний склад металу швів

Шов	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ti	Al	Zr
МШБІ	0,053	0,37	1,60	0,008	0,016	0,37	<0,01	~0,004	н/в
Al ₂ O ₃ *	0,060	0,27	1,43	0,014	0,012	0,35	<0,01	0,006	н/в
MgO*	0,061	0,42	1,50	0,014	0,012	0,41	<0,01	0,005	н/в
TiO ₂ *	0,047	0,26	1,48	0,012	0,014	0,40	0,012	0,008	н/в
ZrO ₂ *	0,061	0,42	1,53	0,017	0,014	0,40	<0,01	0,006	0,007
Al ₂ O ₃ **	0,024	0,26	1,40	0,009	0,014	0,38	0,011	0,009	0,002
MgO**	0,029	0,34	1,40	0,015	0,019	0,32	0,018	0,010	0,005
TiO ₂ **	0,020	0,28	1,40	0,010	0,014	0,30	0,012	0,008	0,001
ZrO ₂ **	0,024	0,36	1,40	0,015	0,019	0,35	0,014	0,008	0,006

Результати досліджень. У табл. 2–4 наведено результати визначення хімічного складу, мікроструктури та результати дилатометричних досліджень металу швів, де: МШБІ – метал шва без інокулянтів.

Рух границі тверде/рідина при кристалізації металу зварювальної ванни характеризується помітною нерівномірністю. У місцях із підвищеним рівнем переохолодження ініціюється зростання дендрита у вигляді загостреного піка. Швидкість просування верхівки дендрита в металевому розплаві та розмір дендрита визначаються поверхневою енергією на границі тверде/рідина. Тугоплавкі

неметалеві включення, які зустрічаються з верхівкою дендрита при його русі в металевому розплаві, сорбуються на цій поверхні, впливають на рівень її енергії. Дослідження впливу анізотропії розподілу енергії на міжфазній границі на формування зеренної структури показали існування зворотної залежності між цими показниками. А саме, в процесі кристалізації в металах зниження рівня міжфазної енергії сприяє збільшенню розміру зерен [7].

Процеси розпаду дендритів пов'язані зі зменшенням енергії границь зерен. Зміни енергії гра-

Таблиця 3. Частка фаз і розмір первинних кристалітів у зразках металу швів

Шов	Частка фаз, %					Розмір первинних кристалітів, мкм
	ГФ	ПФ	ПеФ	ВФ	П	
МШБІ	95	2,6	2,4	–	–	120...160
Al ₂ O ₃ *	50,4	16,1	28,4	–	5,1	68...77
MgO*	84,0	9,3	6,7	–	–	100...125
TiO ₂ *	91,3	3,7	2,0	3,0	–	115...155
ZrO ₂ *	84,3	7,3	6,7	1,7	–	50...90
Al ₂ O ₃ **	67,1	13,8	7,2	8,9	3,0	140...200
MgO**	73,5	11,0	7,0	5,5	3,0	100...210
TiO ₂ **	56,5	16,2	15,0	10,7	1,5	60...100
ZrO ₂ **	55,0	18,0	12,0	12,0	3,0	150...280

Примітки. ГФ – голчастий ферит; ПФ – полігональний ферит; ПеФ – полідричний ферит; ВФ – ферит Відманштетта; П – перліт.

Таблиця 4. Результати дилатометричного аналізу металу швів

Шов	A _{c3}	A _{c1}	B _s	B _f	Δγ	Δα
МШБІ	909	718	707	449	191	257
Al ₂ O ₃ *	909	718	749	542	191	206
MgO*	907	725	726	497	182	229
TiO ₂ *	908	722	722	494	187	228
ZrO ₂ *	905	723	714	487	181	227
Al ₂ O ₃ *	933	725	756	540	208	215
MgO**	933	720	766	528	213	238
TiO ₂ **	933	725	756	540	208	215
ZrO ₂ **	933	724	766	541	209	224

Примітки. A_{c3} та A_{c1} – температури початку та завершення розпаду первинного аустеніту; B_s та B_f – температури початку та завершення бейнітного перетворення; Δγ та Δα – температурний діапазон розпаду первинного аустеніту та бейнітного перетворення.

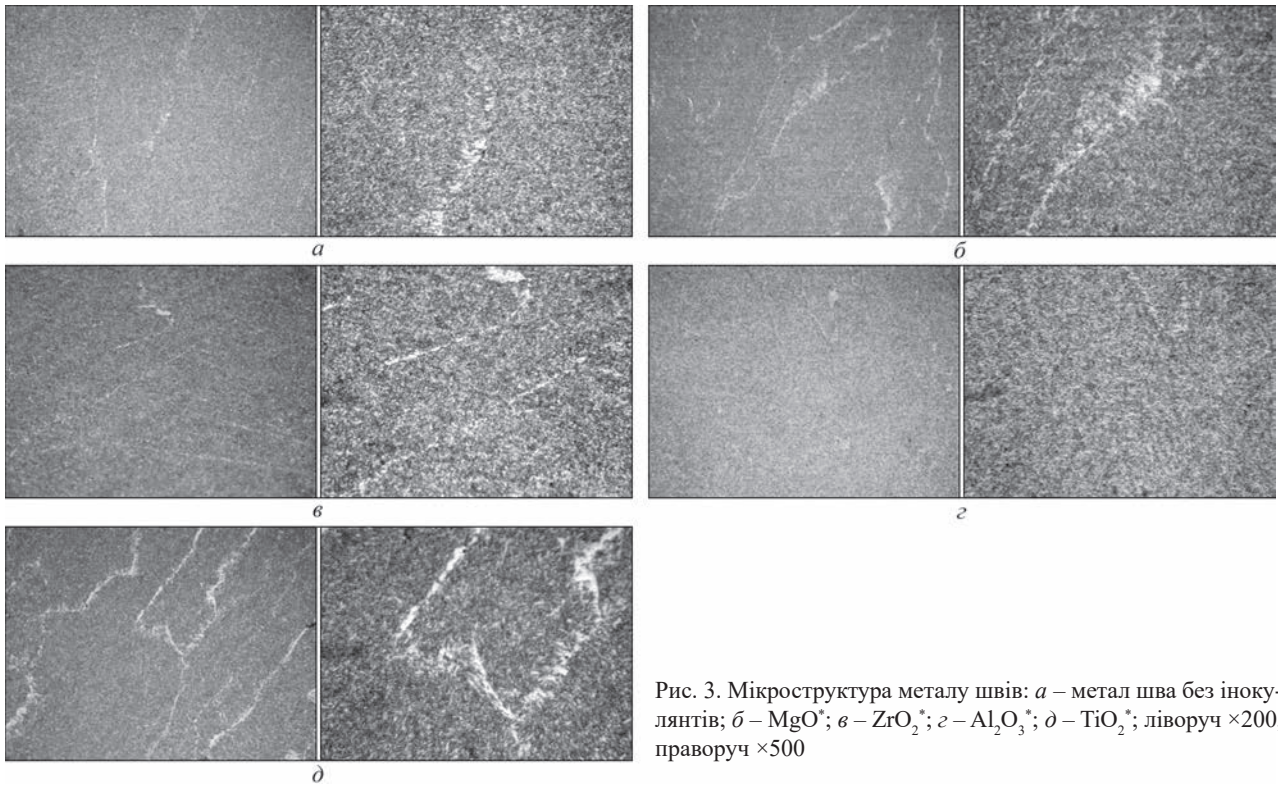


Рис. 3. Мікроструктура металу швів: *a* – метал шва без інокулянтів; *б* – MgO*; *в* – ZrO₂*; *г* – Al₂O₃*; *д* – TiO₂*; ліворуч ×200, праворуч ×500

ниць дендритних зерен мають опосередкований вплив на розподіл розмірів зерен γ-фериту в металі. Із порівняльних досліджень анізотропії розподілу розміру зерен та анізотропії енергії границь зерен було показано, що існує зворотна залежність між цими двома величинами в полікристалах, що передбачає існування відносно більшої кількості зерен з низькою енергією границь, ніж у випадку високоенергетичних границь зерен [7, 8]. Таким чином, зміна типу міжзеренного прошарку в зразку, яка призводить до зміни енергії границь зерен, також впливає на зміни розміру зерен у процесі перетворення. Вплив присутності тугоплавких оксидів у твердому розчині на процеси кристалізації та перекристалізації металу швів досліджували на зразках, які отримані за наведеною вище методикою.

Зразки мікроструктури металу швів, інокульованих сполуками MgO, ZrO₂, Al₂O₃ та TiO₂ в кількості 0,1 %, а також металу шва без інокулянтів, наведено на рис. 3.

Як видно з наведених на рис. 4 даних, інокулювання до зварювальної ванни тугоплавких оксидів сприяє підвищенню температури закінчення бейнітного перетворення та суттєво знижує його температурний діапазон. Ця тенденція співпадає з впливом розміру кута змочування між оксидом і рідким залізом на температури перетворення, як було зазначено вище. Деяке відхилення від такої залежності помічено лише для швів, модифікованих оксидами титану TiO₂.

У [7] таку особливість пов'язують з тим, що для TiO₂ у контакті з рідким залізом область плавлення виникає при температурі нижче за температуру плавлення чистого заліза, що пов'язано із сильною тенденцією до утворення сполук TiO₂-FeO (твердий розчин). Кінетика цього процесу визначається прямими реакціями між чистим залізом, TiO₂(s) і газоподібним киснем. Основним джерелом кисню для такої реакції є розкладання TiO₂ і низький парціальний тиск кисню в розчині.

Для Al₂O₃ та MgO, що перебувають у контакті з рідким залізом, утворення реакційного шару FeAl₂O₄ та MgO·FeO на межі розділу відповідно призводить до зменшення крайового кута змочування, але кінетика цих процесів повільніша, тому зміна крайового кута може відбуватися з часом [8].

Тугоплавкі оксиди магнію та циркону мають доволі високі кути змочування з рідким залізом, на відміну від оксидів титану та алюмінію (табл. 5), які добре змочують поверхню зростаючих дендритів.

Таблиця 5. Крайовий кут змочування тугоплавких оксидів розплавом заліза [9]

Оксид	MgO	ZrO ₂	Al ₂ O ₃	TiO ₂
Кут змочування з Fe-армко	128	123	42	5

Таблиця 6. Інтегрований периметр границь зерен вторинної структури зразків (у пікселях)

Обсяг інокулянта, %	MgO	ZrO ₂	Al ₂ O ₃	TiO ₂	SiC	TiC + Ti
0,1	248737	240343	236874	262259	253642	251068
0,2	225604	252681	219168	277395	268201	263162

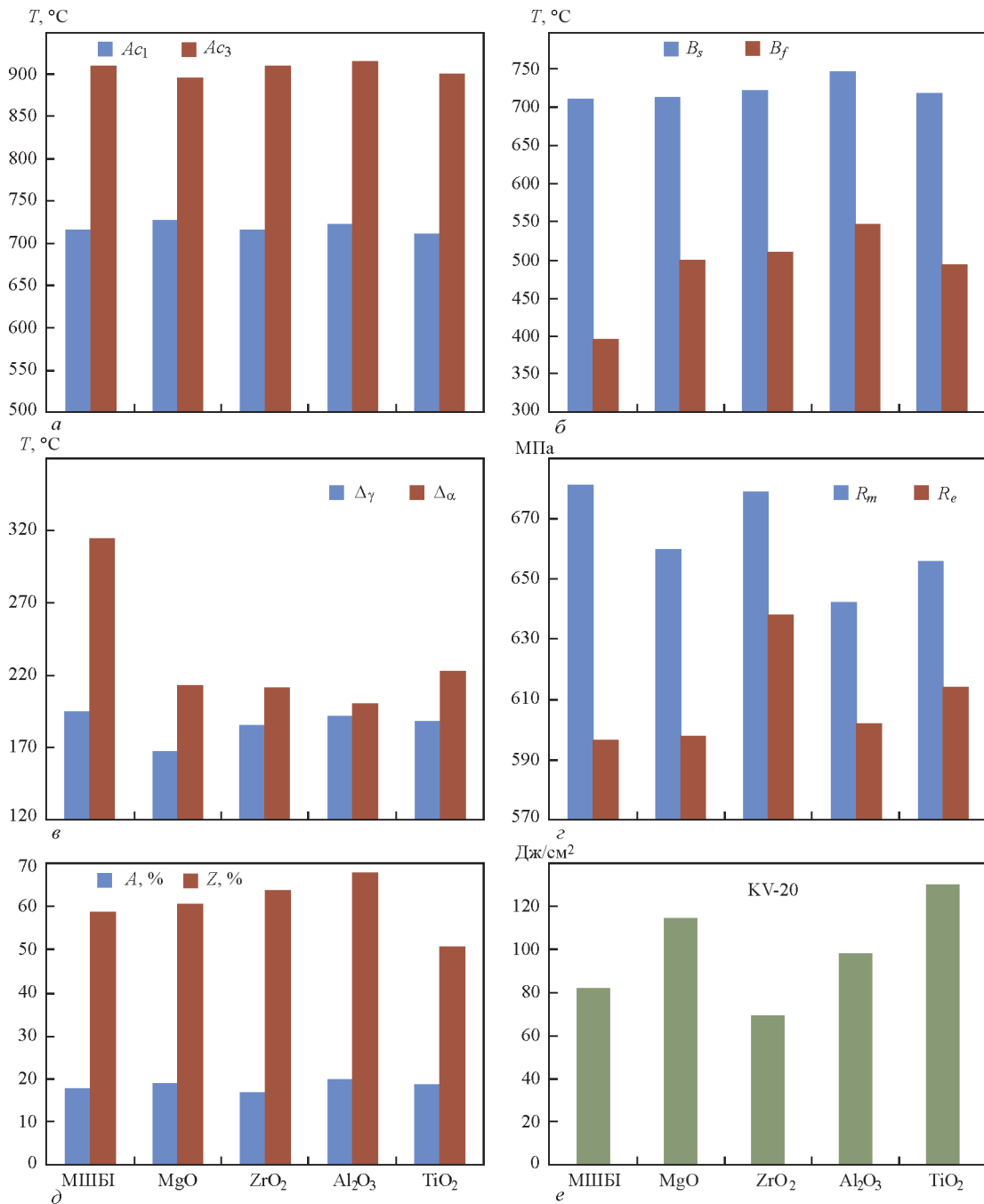


Рис. 4. Вплив інокулювання 0,1 % тугоплавких оксидів до зварювальної ванни на структурні перетворення та механічні властивості металу швів: *a* – температури початку (A_{c3}) та завершення (A_{c1}) розпаду первинного аустеніту; *б* – температури початку (B_s) та закінчення (B_f) бейнітного перетворення; *в* – температурні діапазони розпаду аустеніту ($\Delta\gamma$) та бейнітного перетворення ($\Delta\alpha$); *г* – границя міцності (R_m) та плинності (R_e) металу швів; *д* – відносне подовження (A) та звуження (Z) металу швів; *е* – ударна в'язкість металу швів при температурі випробування $-20\text{ }^\circ\text{C}$

Зразки мікроструктури металу швів, інокульованих сполуками MgO, ZrO₂, Al₂O₃ та TiO₂ у кількості 0,2 %, наведено на рис. 5.

Аналіз отриманих результатів. Відмінності в процесі формування дендритів, первинної та вторинної структури металу швів, інокульованих дисперсними частинками тугоплавких сполук, мають бути пов'язані з особливостями міжфазної взаємодії дисперсних тугоплавких частинок із різними морфологічними утвореннями твердої фази, що з'являються в металі зварних швів при

охлажденні. Інокулювання зварювальної ванни тугоплавкими частинками оксиду магнію, які мають доволі високі кути змочування з рідким залізом, супроводжується підвищенням температури завершення первинної кристалізації, що призводить до звуження температурного діапазону $\delta \rightarrow \gamma$ -перетворення. У результаті відбувається зміщення температур початку та закінчення бейнітного перетворення в область вищих температур, але сам діапазон температур звужується (рис. 6).

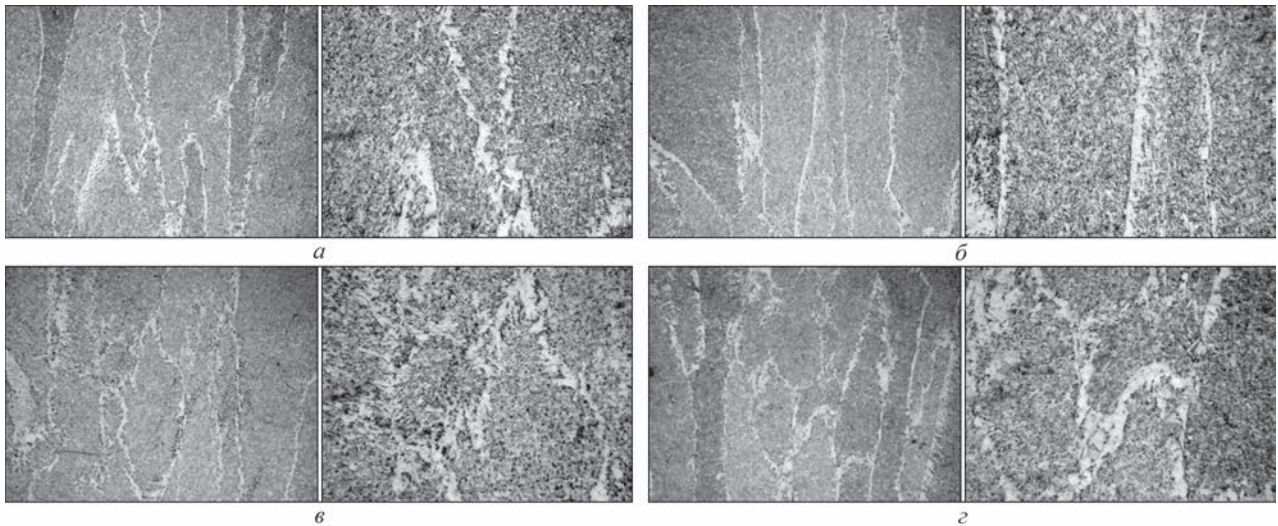


Рис. 5. Мікроструктура металу швів: а – MgO^{**} ; б – ZrO_2^{**} ; в – $Al_2O_3^{**}$; г – TiO_2^{**} ; ліворуч $\times 200$, праворуч $\times 500$

Інокулювання зварювальної ванни тугоплавкими частинками оксиду циркону, які також мають доволі високі кути змочування з рідким залізом, супроводжується підвищенням температури завершення первинної кристалізації, що призводить до звуження температурного діапазону $\delta \rightarrow \gamma$ перетворення. Аналогічно, як і при введенні оксидів магнію, відбувається зміщення температур початку та закінчення бейнітного перетворення в область вищих температур, але сам діапазон температур звужується (рис. 6).

Збільшення обсягу інокулювання частинкам оксиду магнію та цирконію сприяє підвищенню температури початку первинної кристалізації, що призводить до розширення температурного діапазону $\delta \rightarrow \gamma$ перетворення, яке супроводжується деяким зростанням розмірів первинних кристалітів з $100 \dots 125$ мкм у структурі металу шва MgO^* до $100 \dots 210$ мкм у структурі шва MgO^{**} і з $50 \dots 90$ мкм у структурі шва ZrO_2^* до $150 \dots 280$ мкм у структурі шва ZrO_2^{**} (рис. 6). Відбувається зміщення температур початку та закінчення бейнітного перетворення в область вищих температур, але сам діапазон температур розширюється, в результаті зменшується параметр інтегрованого периметру зерен вторинної структури з 248737 для структури шва MgO^* до 225604 у структурі шва MgO^{**} і з 240343 для шва ZrO_2^* до 252681 для шва ZrO_2^{**} (табл. 6).

Підвищення обсягів введення до зварювальної ванни частинок MgO супроводжується зростанням температурного діапазону бейнітного перетворення з 229 до 238 °C, у той час як у разі підвищення обсягів введення до зварювальної ванни частинок ZrO_2 діапазон бейнітного перетворення залишається незмінним ($227 \dots 224$ °C), що впливає на збереження мікротвердості $HV_{0,1}$ поліедричного фериту на рів-

ні $188 \dots 176$ кгс/мм² при інокулюванні частинками MgO і підвищення мікротвердості $HV_{0,1}$ поліедричного фериту до рівня $194 \dots 210$ кгс/мм² при інокулюванні частинками ZrO_2 .

Міжфазна взаємодія на границі тверде/рідина в присутності тугоплавких частинок MgO сприяє гальмуванню процесу зростання дендритів до розмірів $100 \dots 125$ мкм, у той час як у присутності частинок ZrO_2 у розплаві дендрити зростають до розмірів $150 \dots 280$ мкм, що може бути пояснено формуванням рідкого шару складу $MgO \cdot FeO$ у місцях контакту поверхні дендриту з інокулянтном і зменшенням крайового кута змочування.

Збільшення інокулювання зварювальної ванни частинками MgO сприяє як зсуву області бейнітного перетворення до вищих температур, так і зростанню самого температурного діапазону перетворення до 238 °C. Зростання вмісту частинок ZrO_2 сприяє підвищенню температур початку та завершення бейнітного перетворення, але не впливає на розмір його температурного діапазону (рис. 6).

Збереження вмісту у вторинній структурі металу швів голчастого фериту на рівні $73 \dots 84$ % при збільшенні вмісту MgO і ширини феритних оторочок зерен $2 \dots 5$ мкм, на відміну від зменшення вмісту голчастого фериту з 84 до 55 % і зростання ширини феритних оторочок до 10 мкм при збільшенні вмісту частинок ZrO_2 , пов'язано зі змінами в кінетиці процесів бейнітного перетворення при інокулюванні тугоплавкими частинками MgO та ZrO_2 (рис. 3, 5).

Зміни вмісту голчастого фериту в мікроструктурі металу (табл. 3), розгалуження границь зерен і ширини їх оторочок (табл. 6) вплинули на зниження як показників міцності з 638 до 549 МПа,

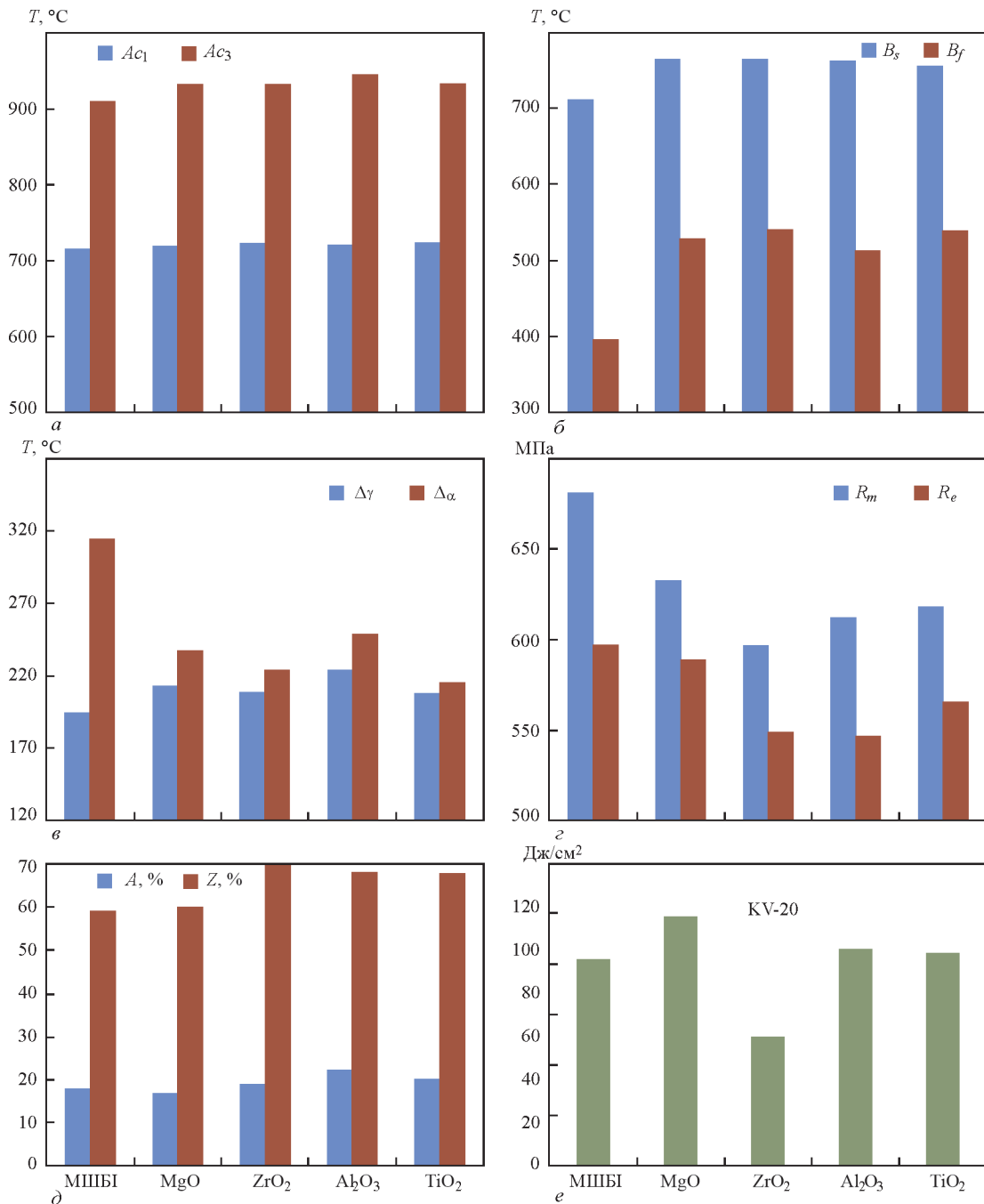


Рис. 6. Вплив інокулювання 0,2 % тугоплавких оксидів до зварювальної ванни на структурні перетворення та механічні властивості металу швів: а – температури початку (Ac_3) та завершення (Ac_1) розпаду первинного аустеніту; б – температури початку (B_s) та закінчення (B_f) бейнітного перетворення; в – температурні діапазони розпаду аустеніту ($\Delta\gamma$) та бейнітного перетворення ($\Delta\alpha$); г – границя міцності (R_m) та плинності (R_e) металу швів; д – відносне подовження (A) та звуження (Z) металу швів; е – ударна в'язкість металу швів при температурі випробування -20°C

так і ударної в'язкості при температурі випробування 40°C від 69 до 37 Дж/см².

Підвищення температури закінчення бейнітного перетворення та скорочення його температурного діапазону призводить до збільшення вмісту голчастого фериту в структурі металу швів (табл. 3), що може бути пов'язано зі зменшенням дифузії вуглецю з зерен первинного аустеніту під час $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення. Збільшення вмісту фериту голчастої морфології у структурі відповідає підвищеному рівню роботи удару металу швів, а віднос-

но низьке значення цього показника для випадку інокулювання оксидом циркону підкреслює значення процесів формування реакційних шарів на межі розподілу оксидів магнію та алюмінію з рідким залізом.

При контакті оксидів алюмінію та титану на фронті росту дендритів формується рідка фаза складу FeAl_2O_4 та $\text{TiO}_2\cdot\text{FeO}$ відповідно, яка впливає на процес подальшого формування структури металу швів. Підвищення вмісту оксидів алюмінію та титану в зварювальній ванні призводить

до зростання температури початку та завершення формування первинної структури, а також початку та завершення бейнітного перетворення (табл. 4).

У метали швів, інокульованих оксидами алюмінію і титану, температура початку бейнітного перетворення перевищує температуру закінчення формування первинної структури, що супроводжується підвищенням вмістом полігонального фериту та ширини феритних оторочок зерен вторинної структури у вторинній структурі металу швів. Скорочення температурного діапазону $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення, а також підвищення температури закінчення бейнітного перетворення в метали цих швів гальмує дифузію вуглецю в процесі перекристалізації, що впливає на підвищення вмісту цементитних виділень у тілі зерен і зростання вмісту в структурі металу верхнього бейніту.

Збільшення вмісту оксидів алюмінію в метали швів супроводжується зростанням температурних $\delta \rightarrow \gamma$ та $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворень, що призводить до зростання розмірів первинних кристалітів, збільшення розмірів зерен вторинної структури (табл. 3), зниження розгалуження міжзерених границь (табл. 6) і зниження показників в'язкості металу швів при низьких температурах (табл. 2).

Збільшення вмісту оксидів титану в метали швів супроводжується зростанням температурного діапазону $\delta \rightarrow \gamma$ перетворення, при цьому знижується температурний діапазон $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворень, що призводить до зниження розмірів первинних кристалітів, подрібнення феритних зерен (табл. 3), підвищення розгалуженості міжзерених границь (табл. 4), але це не призводить до зростання рівня показників в'язкості металу (табл. 2), що пов'язано з підвищенням вмістом полігонального фериту та фериту Відманшеттта відповідно до описаних вище процесів.

Отримані в результаті проведених досліджень дані розширили базу наукових знань щодо таких фазових перетворень у сталі як перебудова кристалічної решітки та перерозподіл вуглецю між фазами. Показано особливості впливу цих процесів на основні типи перетворень: феритне, перлітне, бейнітне, які послідовно змінюють один одного при зниженні температури, на морфологію продуктів розпаду та перекристалізації. Показано, що зміни в характері процесів перетворення структури швів у результаті інокулювання металу ванни тугоплавкими оксидами в процесі охолодження впливають на механічні властивості зварних швів.

Висновки

Виконано дослідження, які були спрямовані на розширення бази наукових знань щодо особливос-

тей впливу поверхнево-активних модифікаторів на формування структури металу зварних швів. Зокрема розглянуто вплив змочування неметалеви-ми включеннями поверхні зростаючих дендритів на формування структури металу. Узагальнення та аналіз отриманих даних дозволили сформулювати такі висновки:

1. Інокулювання до зварювальної ванни частинок тугоплавких оксидів, які мають доволі високі кути змочування з рідким залізом (MgO , ZrO_2), супроводжується підвищенням температури завершення первинної кристалізації, що призводить до звуження температурного діапазону $\delta \rightarrow \gamma$ перетворення. При введенні таких оксидів відбувається зміщення температур початку та закінчення бейнітного перетворення в область вищих температур, але сам діапазон температур звужується.

2. Міжфазна взаємодія на границі тверде/рідина в присутності тугоплавких частинок MgO сприяє гальмуванню процесу зростання дендритів, що може бути пояснено формуванням рідкого шару складу $\text{MgO} \cdot \text{FeO}$ у місцях контакту поверхні дендриту з інокулянтном і зменшенням крайового кута змочування.

3. Збільшення частки інокульованих сполук оксидів алюмінію, магнію, титану та цирконію з 0,1 до 0,2 % впливає на температури початку та закінчення бейнітного перетворення. Зростає як температура його початку, так і закінчення, тобто формування бейніту відбувається в області вищих температур, а температурний діапазон цієї області звужується (зростає кінетика перетворення).

4. Підвищення температури закінчення бейнітного перетворення та скорочення його температурного діапазону викликає збільшення вмісту голчастого фериту в структурі металу швів, інокульованих частинками MgO , TiO_2 , ZrO_2 , що може бути пов'язано зі зменшенням дифузії вуглецю із зерен первинного аустеніту під час $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення.

Список літератури

1. Губенко С.И., Парусов В.В., Деревянченко И.В. (2005) *Неметаллические включения в стали*. Днепр, АРТ-ПРЕСС.
2. Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. (1956) *Модифицирование и микролегирование чугуна и стали*. Москва, Металлургия.
3. Шпис Х.-И. (1971) *Поведение неметаллических включений в стали при кристаллизации и деформации*. Москва, Металлургия.
4. Попович В., Кондир А., Плешаков Е. та ін. (2009) *Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство. Практикум*. Львів, Світ.
5. Бокштейн Б.С., Копецкий И.В., Швиндлерман Л.С. (1986) *Термодинамика и кинетика границ зерен в металах*. Москва, Металлургия.
6. Гуляев А.П. (1977) *Металловедение*. Москва, Металлургия.
7. Rohrer, G.S. (2011) Grain boundary energy anisotropy: A review. *J. Mater. Sci.*, **46**, 5881–5895. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10853-011-5677-3>
8. Rohrer, G.S., Anthony, J.G., Rollett, E.D. (2008) A model for the origin of anisotropic grain boundary character distributions

in polycrystalline materials. *Applications of Texture Analysis*, **17**, 10. DOI: <https://doi.org/10.1002/9780470444214.ch36>

9. Панасюк А.Д., Фоменко В.С., Глебова Г.Г. (1986) *Стойкость неметаллических материалов в расплавах*. Киев, Наукова думка.
10. International standard ISO 14171:2008(E) *Welding consumables – Wire electrodes and wire-flux combinations for submerged arc welding of non alloy and fine grain steels – Classification*.
11. International standard ISO 17639:2003 *Destructive tests on welds in metallic materials – Macroscopic and microscopic examination of welds*.
12. IIW Doc. No. IX-1533-88 / IXJ-123-87 Revision 2 / June 1988 *Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals*.

References

1. Gubenko, S.I., Parusov, V.V., Derevyanchenko, I.V. (2005) *Nonmetallic inclusions in steel*. Dnipro, ART-PRESS [in Russian].
2. Goldstein, Ya.E., Mizin, V.G. (1956) *Modification and microalloying of cast iron and steel*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
3. Shpis H.-I. (1971) *Behavior of non-metallic inclusions in steel during crystallization and deformation*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
4. Popovich, V., Kondir, A., Pleshakov, E. et al (2009) *Technology of structural materials and materials science. Practical work*. Lviv, Svit [in Ukrainian].
5. Bokshitejn, B.S., Kopetsky, I.V., Shvindlerman, L.S. (1986) *Thermodynamics and kinetics of grain boundaries in metals*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
6. Gulyaev, A.P. (1977) *Metals science*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
7. Rohrer, G.S. (2011) Grain boundary energy anisotropy: A review. *J. Mater. Sci.*, **46**, 5881–5895. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10853-011-5677-3>
8. Rohrer, G.S., Anthony, J.G., Rollett, E.D. (2008) A model for the origin of anisotropic grain boundary character distributions in polycrystalline materials. *Applications of Texture Analysis*, **17**, 10. DOI: <https://doi.org/10.1002/9780470444214.ch36>
9. Panasyuk, A.D., Fomenko, V.S., Glebova, H.G. (1986) *Stability of non-metallic materials in melts*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
10. ISO 14171:2008(E) *Welding consumables – Wire electrodes and wire-flux combinations for submerged arc welding of non alloy and fine grain steels – Classification*.
11. ISO 17639:2003 *Destructive tests on welds in metallic materials – Macroscopic and microscopic examination of welds*.
12. IIW Doc. No. IX-1533-88 / IXJ-123-87 Revision 2 / June 1988 *Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals*.

DISPERSED OXIDES INFLUENCE ON THE KINETICS OF THE WELD METAL STRUCTURAL TRANSFORMATIONS

V.V. Holovko, V.A. Kostin, V.V. Zhukov

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

Research was conducted to study the influence of inoculation of the aluminum, titanium, magnesium, and zirconium dispersed refractory oxides into the weld pool on the modification of the metal structure in low-alloy steel welds. It is shown that the inoculation of refractory oxides into the weld pool increases the temperature at which the bainitic transformation ends and significantly reduces its temperature range. This trend coincides with the size of the wetting angle between the oxide and liquid iron. Increasing the content of inoculants in the weld pool liquid metal from 0.1 to 0.2 % affects the temperatures of the beginning and end of the bainitic transformation. Both the beginning and end temperatures are increased, that is, the formation of bainite occurs in the higher temperatures region, and the temperature range of this region narrows (the kinetics of transformation increases). An increase in the temperature of the end of the bainitic transformation and a reduction in its temperature range cause an increase in the acicular ferrite content in the weld metal structure, which corresponds to an increased impact energy level of the weld metal. 12 Ref., 6 Tabl., 6 Fig.

Keywords: welding, microstructure, dispersed oxides, weld pool inoculation, bainitic transformation

Отримано 31.10.2024

Отримано у переглянутому вигляді 19.03.2025

Прийнято 18.04.2025

НОВА КНИГА

Левченко О. Г. Зварювальні аерозолі і гази: процеси утворення, методи нейтралізації та засоби захисту. – 2-ге видання, доповнене. Київ: Видавництво «Каравела», 2025. 226 с.

У монографії викладено теоретичні положення про процеси утворення шкідливих для зварників аерозолів та газів, що утворюються під час електродугового зварювання, методики їх досліджень, санітарно-гігієнічні характеристики дугового зварювання. Наведено дані про хімічну класифікацію зварювальних аерозолів, методи їх нейтралізації та мінімізації виділень. Розглянуто інформаційні системи гігієнічних характеристик зварювальних матеріалів, сучасні засоби місцевої вентиляції для робочих місць зварників та індивідуального захисту органів дихання.

Книга призначена для наукових та інженерно-технічних працівників, які займаються розробкою зварювальних матеріалів та технологій, питаннями охорони праці та екології у зварювальному виробництві, сучасними засобами місцевої вентиляції та індивідуального захисту зварників. Іл. 89. Табл. 32. Бібліогр.: 89 назв.



ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЇ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ЗВАРЮВАННЯ НА ШИРИНУ ЗОНИ ЗНЕМІЦНЕННЯ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ 2219

В.В. Скрябінський, В.М. Нестеренков, М.О. Русиник, В.І. Загорніков, О.І. Гончаренко, І.М. Клочков

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: skriabinski.vv.555@gmail.com

При електронно-променевому зварюванні сплаву 2219 зниження характеристик міцності з'єднань може становити до 50 % по відношенню до основного металу. З метою забезпечення рівномірності конструкції місця розташування зварних швів вибирають на потовщених ділянках. При цьому ширина потовщеної ділянки повинна бути більшою за ширину зони знеміцнення зварного з'єднання. Ця зона включає литу зону та зону термічного впливу, в якій відбулося зниження міцності основного металу. Досліджено вплив швидкості зварювання та використання технологічних накладок на ширину литої зони та зони термічного впливу, тобто на ширину зони знеміцнення при електронно-променевому зварюванні плит сплаву 2219. Встановлено, що збільшення швидкості зварювання з 10 до 20 мм/с зменшує ширину ділянки знеміцнення приблизно вдвічі. Використання технологічної накладки дозволяє зменшити ширину зони знеміцнення ще приблизно на 20 %. При цьому зниження шва формується в тілі накладки, після її видалення зварений стик не вимагає подальшої механічної обробки. Розрахунковим та експериментальним шляхами встановлено, що технологічна накладка відсікає периферійну частину електронного променя, що становить близько 5 % від його повної потужності. На практиці вплив цієї периферійної частини призводить до небажаного розширення шва з боку входу променя та до додаткового нагрівання основного металу і, як наслідок, до збільшення розмірів зони знеміцнення. Бібліогр. 11, табл. 3, рис. 8.

Ключові слова: електронно-променеве зварювання, алюмінієвий сплав, зона термічного впливу, зона знеміцнення, технологічна накладка

Вступ. Високоміцний алюмінієвий сплав 2219 системи легування Al–6Cu є термічно зміцнюваним сплавом. Високі механічні властивості таких сплавів досягаються в результаті термічної обробки, при якій виділяються вторинні фази, що зміцнюють. При зварюванні таких сплавів у зоні термічного впливу (ЗТВ) відбувається розчинення цих фаз, що є причиною зниження характеристик міцності металу. Початок процесу розчинення визначається не лише максимальною температурою нагріву, а й тривалістю знаходження у відповідному температурному інтервалі [1].

Процес електронно-променевого зварювання (ЕПЗ) характеризується дуже коротким часом термічного циклу з високими швидкостями охолодження та невеликим обсягом розплавленого металу. Це призводить до суттєвого зменшення розмірів ЗТВ [2, 3]. Незважаючи на це, міцність зварних з'єднань залишається досить низькою. Наприклад, навіть при короткочасному нагріванні, яким характеризується ЕПЗ, коефіцієнт міцності з'єднань сплавів Al–6Cu становить 70...75 % [4], а іноді й менше 50 % [5]. З метою забезпечення рівномірності конструкції місця розташування зварних швів вибирають на потовщених ділянках. При цьому ширина потовщеної ділянки повинна

бути більшою за ширину зони знеміцнення зварного з'єднання. З іншого боку, надмірне збільшення ширини таких ділянок призводить до небажаного збільшення загальної ваги конструкції. Зона знеміцнення з'єднання включає литу зону та ЗТВ, в якій відбулося зниження міцності основного металу. Для того, щоб знизити вагу конструкцій, необхідно вибирати режим ЕПЗ, що забезпечує отримання швів з мінімальною шириною литої зони та ЗТВ. Електронно-променеве зварювання дозволяє отримувати такі з'єднання. Висока концентрація енергії дозволяє зварювати метали з високою швидкістю при малому об'ємі зварювальної ванни.

ЕПЗ алюмінієвих сплавів має свої особливості. У багатьох випадках форма проплавлення є клиноподібною [5–8]. Це зумовлено тим, що розподіл густини потужності електронного променя за його перерізом близький до закону нормального розподілу [9]. Центральна частина променя з найбільшою концентрацією енергії проплавляє метал і забезпечує його зварювання. Периферійні частини променя, які потрапляють на кромки металу, що зварюється, розплавляють їх, тим самим збільшуючи ширину шва з боку входу променя. Крім цього, краї цієї периферійної частини променя, у яких

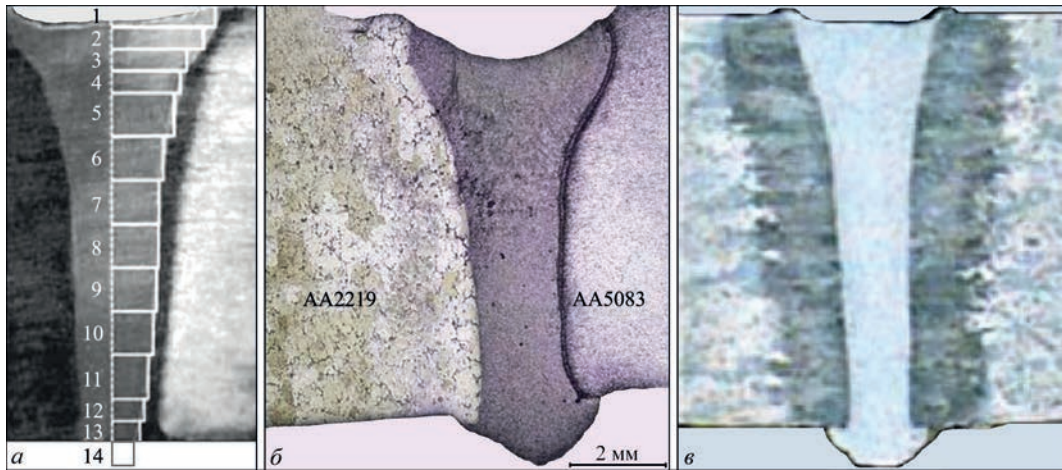


Рис. 1. Типові поперечні перерізи швів при ЕПЗ сплаву Al-6Cu: а – [6]; б – [7]; в – [8]

вже не вистачає потужності для плавлення металу, безпосередньо нагрівають кромки, що зварюються, збільшуючи ширину ЗТВ.

Типові поперечні перерізи з'єднань алюмінієвих сплавів системи Al-6Cu, зварених електронним променем, показані на рис. 1. У всіх випадках з боку входу променя зварні шви ширші, ніж у кореневій частині. Також видно незначне заниження металу шва з боку входу променя.

Метою цієї роботи є визначення технології ЕПЗ плит сплаву 2219, що забезпечує отримання з'єднань з мінімальною шириною зони знеміцнення.

Виклад основного матеріалу. Зварювання проводили на електронно-променевої зварювальній установці УЛ-209М з джерелом живлення ЕЛА 60/60. Твердість металу швів і ЗТВ вимірювали за методом Віккерса, за допомогою твердоміру М-400, фірми «Лесо». Навантаження складало 1Н (100 г), час прикладення навантаження 10 с. Зварювали плити алюмінієвого сплаву 2219 Т8 завтовшки 10 мм. Параметри режимів зварювання (табл. 1) підбирали таким чином, щоб забезпечити повне проплавлення стику за один прохід з формуванням посилення та зворотного валика шва.

Таблиця 1. Режими ЕПЗ плит сплаву 2219

Товщина металу, мм	10	10	10	10	12,2*
Прискорююча напруга, кВ	60	60	60	60	60
Швидкість зварювання, мм/с	10	15	20	25	20
Струм променя, мА	55	70	85	95	95
<i>Примітка.</i> * – 10 мм + накладка завтовшки 2,2 мм.					

У всіх експериментах використовували кругову траєкторію сканування променя при амплітуді 1 мм та частоті розгортки 580 Гц з фокусуванням на поверхні плит, що зварюються. Тобто відносний розподіл густини потужності електронного променя зберігався постійним. Поперечні перерізи швів при ЕПЗ сплаву 2219 при швидкості зварювання 10, 15, 20 та 25 мм/с зображені на рис. 2.

Найширші шви (див. табл. 2) були отримані при зварюванні зі швидкістю 10 мм/с. Лита зона має клиноподібну форму, її ширина з боку входу променя становить 5,5 мм і з боку виходу 1,6 мм. При збільшенні швидкості до 15 мм/с ширина литої зони зменшилася до 3,6 і 1,4 мм відповідно. Подальше збільшення швидкості зварювання на ширину литої зони помітно не вплинуло.

Причиною розширення литої зони з боку входу променя є наявність периферійної частини променя з відносно невисокою густиною потужності. Для того щоб виключити вплив периферійної

Таблиця 2. Ширина литої зони швів залежно від швидкості зварювання

Швидкість зварювання, мм/с	10	15	20	25*	20 (зварювання з накладкою)
Ширина литої зони з боку входу променя, мм	5,5	3,6	3,6	3,6	1,6
Ширина литої зони з боку виходу променя, мм	1,6	1,4	1,4	1,3	1,4
<i>Примітка.</i> (*) – зварний шов з дефектами.					

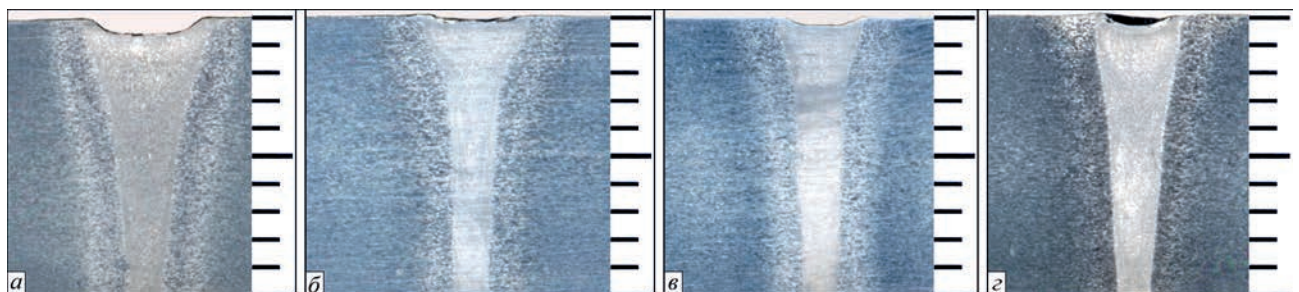


Рис. 2. Поперечні перерізи швів при ЕПЗ сплаву 2219 при швидкості зварювання: а – 10; б – 15; в – 20; г – 25 мм/с

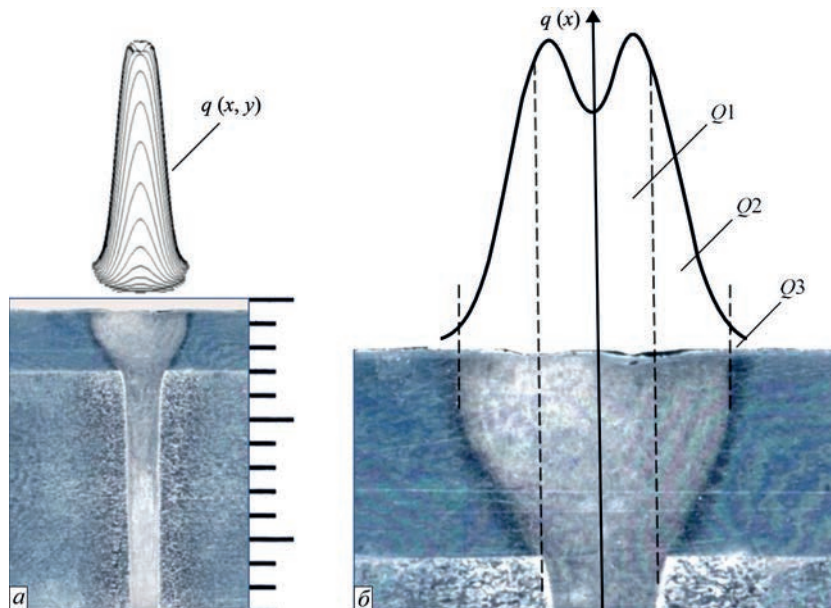


Рис. 3. Розподіл густини потужності променя (а – $q(x, y)$) і б – $q(x)$) та поперечний переріз шва сплаву 2219, звареного з накладкою з того самого сплаву

частини променя на форму проплавлення, використовували технологічний прийом зварювання з накладкою з того ж матеріалу. Такі накладки при зварюванні з повним проплавленням не тільки екранують периферійні частини променя, але й є присадним матеріалом. Заниження шва, що утворюється, формується в тілі накладки. Після зварювання накладка видаляється механічною обробкою.

Було зазначено, що при швидкостях 10, 15 і 20 мм/с процес зварювання відбувається зі стабільним формуванням з'єднання як з лицьової, так і з кореневої частини шва. У разі збільшення швидкості зварювання до 25 мм/с стабільність формування шва порушується. З кореневої частини шва періодично з'являються такі дефекти як підрізи та незначні витікання металу. Тому зварювання з технологічною накладкою проводили на максимальній швидкості, що забезпечує стабільне протікання процесу, тобто при 20 мм/с.

На рис. 3 поперечний переріз шва, звареного з накладкою, схематично об'єднали з об'ємним графіком розподілу густини потужності променя (рис. 3, а) та з поперечним перерізом цього графіка (рис. 3, б). З рисунка видно, що лита зона вузька й має практично прямокутну форму. Ширина литої зони зварного шва під накладкою становить 1,6 мм та з боку виходу променя 1,4 мм при максимальній ширині підплавлення накладки до 5 мм. Повне проплавлення металу, що зварюється, та технологічної накладки забезпечує центральна частина електронного променя з найбільшою концентрацією енергії та потужністю $Q1$. Бічні периферійні частини променя з малою концентрацією енергії

екрануються технологічною накладкою. При цьому вони частково розплавляють (потужність $Q2$) та нагрівають (потужність $Q3$) накладки.

Цікаво визначити, яка частина потужності електронного променя екранується технологічною накладкою. Її можна розрахувати або виміряти експериментально. Розроблений раніше алгоритм розрахунку розподілу густини потужності електронного променя [10] дозволяє розраховувати співвідношення потужностей променя в будь-яких обраних областях обробки. Для розрахунків використовували комп'ютерну програму проєктування розгортки електронного променя [11]. На рис. 4 показано розподіл густини потужності електронного променя з ефективним діаметром 0,5 мм

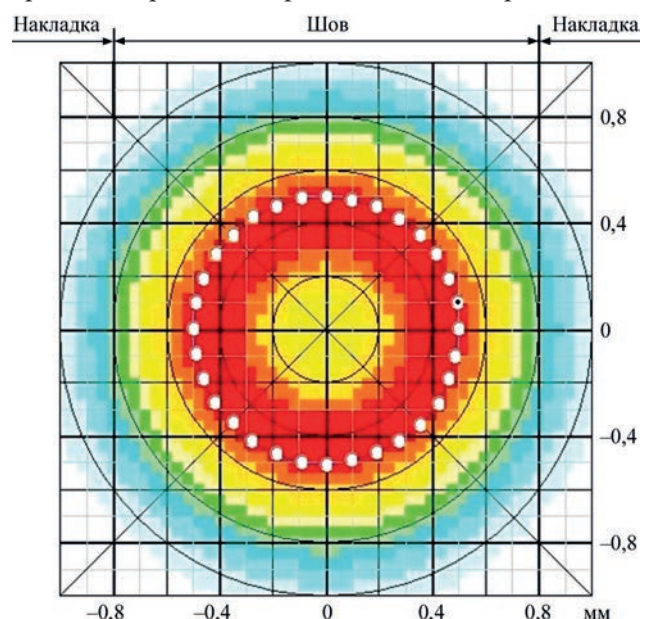


Рис. 4. Кольорове зображення розподілу густини потужності променя $q(x, y)$ на екрані комп'ютера

для розгортки у вигляді кола діаметром 1 мм. Колірорами зображується інтенсивність потужності променя від мінімальної (блакитний колір) до максимальної (червоний).

Частину потужності електронного променя, що припадає на область зварного шва з повним проплавленням ($Q1, \%$) можна розрахувати за формулою:

$$Q1(\%) = \frac{100 \iint_{WMe} q(x, y) dx dy}{\iint_{Me} q(x, y) dx dy},$$

де $q(x, y)$ – розподіл густини потужності променя; WMe – область впливу променя, яка припадає на метал зварного шва; Me – вся область електронно-променевої обробки.

Аналогічно можна розрахувати частину потужності променя, що йде на підплавлення ($Q2, \%$) та нагрів ($Q3, \%$) металу накладки з обох боків зварного шва. Розрахунки показали, що в нашому випадку на зварний шов направлено близько 95 % від потужності електронного променя, а на нагрівання та розплавлення прилеглих до шва частин накладки – близько 2,5 % від потужності променя з кожного боку відповідно.

Експериментально виміряти потужність електронного променя, спрямовану на якусь оброблювану зону, можливо, розташувавши в цій зоні мішень із тугоплавкого металу та вимірявши величину струму, що протікає через мішень. Потужність променя, що екранується накладкою, проводили наступним чином. Молібденові пластини завтовшки 6 мм закріплювали в складально-зварювальному пристрої з зазором 1,6 мм між ними. Ширина зазора дорівнювала ширині зварного шва під



Рис. 5. Експериментальне вимірювання потужності променя, що екранується технологічною накладкою

технологічною накладкою. Пластини розміщували на керамічних ізоляторах і фіксували притисками через керамічні ізолятори, як показано на рис. 5.

Цими ізоляторами пластини були електрично ізольовані від зварювальної камери, тобто від «землі». Електричні дроти, приєднані до молібденових пластин, виводили з вакуумної камери та через дільники напруги приєднували до «землі». Електричні струми, що проходять через пластини, вимірювали вольтметрами, приєднаними до дільників напруги. Для наведення променя в центр зазора між пластинами використовували базову систему вторинно-електронного відеоспостереження типу RASTR6. Після цього проводили імітацію процесу зварювання на тому режимі, на якому зварювали плити сплаву 2219 з накладною (тобто при струмі променя 95 мА, див. табл. 1). При точному наведенні променя в центр зазора показники вольтметрів під час експерименту збігалися. Під час вимірювання струми пластин коливалися в межах 2,5...3,5 мА. Таким чином, на обидві пластини потрапляло приблизно від 5 до 7 % від загальної потужності променя.

Повна ширина зони знеміцнення зварного з'єднання дорівнюватиме ширині литої зони плюс ширина ЗТВ по обидва боки від неї. Ширину ЗТВ визначали вимірюванням твердості поперечних шліфів зварних з'єднань на відстанях від поверхні плити 1,5 мм з боку входу променя. Крок вимірювань становив 0,3...0,5 мм. Вимірювання починали від центру шва та закінчували через 3...5 мм після виходу на основний метал. Розподіл твердості в поперечних перерізах з'єднань плит сплаву 2219, зварених зі швидкостями 10 та 20 мм/с, показано на рис. 6 і 7.

Твердість металу шва становить 670...710 МПа при твердості основного металу 1350...1360 МПа.

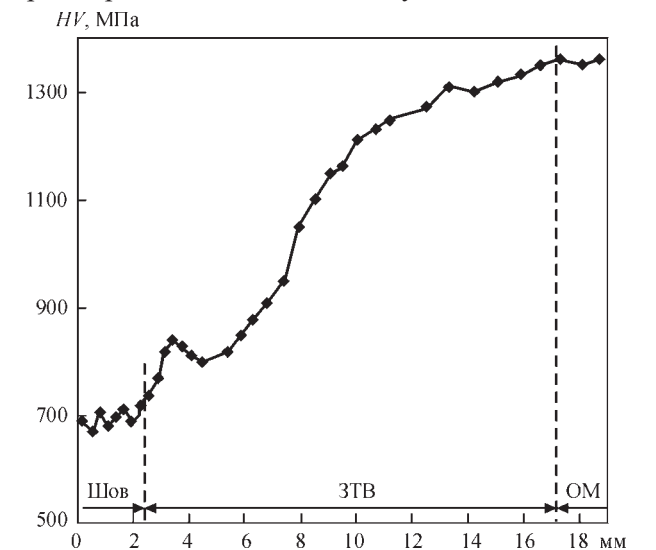


Рис. 6. Розподіл твердості у поперечному перерізі з'єднань плит сплаву 2219, зварених зі швидкістю 10 мм/с

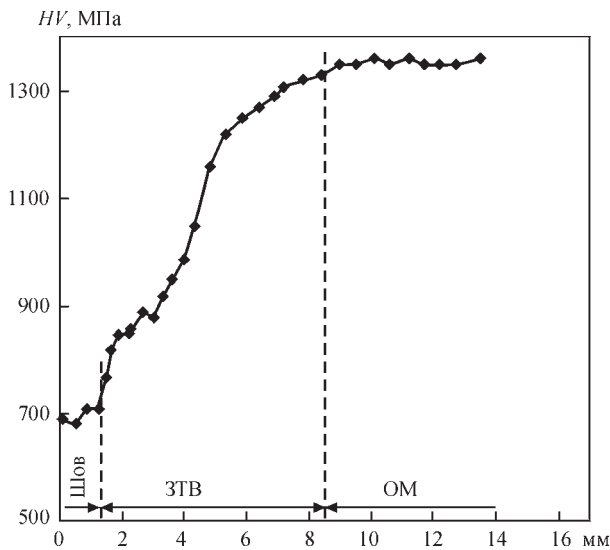


Рис. 7. Розподіл твердості у поперечному перерізі з'єднань плит сплаву 2219, зварених зі швидкістю 20 мм/с

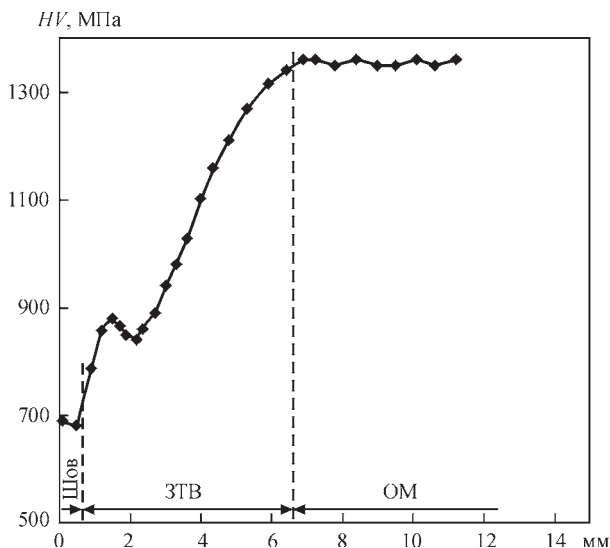


Рис. 8. Розподіл твердості у поперечному перерізі з'єднань плит сплаву 2219, зварених з технологічною накладкою зі швидкістю 20 мм/с

У разі збільшення швидкості зварювання з 10 до 20 мм/с ширина ЗТВ зменшилася з 15 до 7 мм. Видно, що твердість металу на відстані 1 мм від лінії сплавлення на 30...40 МПа вище, ніж твердість, виміряна на відстані 2...3 мм. Це обумовлено частковим гартуванням металу в безпосередній близькості до зварного шва після його нагрівання до температури загартування й подальшого швидкого охолодження. Розподіл твердості у поперечному перерізі з'єднань плит сплаву 2219, зварених з технологічною накладкою, показано на рис. 8.

У табл. 3 наведено залежність ширини ЗТВ та ділянки знеміцнення від швидкості зварювання.

З таблиці видно, що збільшення швидкості зварювання з 10 до 20 мм/с зменшує ширину ділянки знеміцнення практично вдвічі (з 35,5 до 17,6 мм). Подальше збільшення швидкості зварювання недоцільне з-за порушення стабільності формування з'єднання та появи дефектів.

Таблиця 3. Ширини ЗТВ та ділянки знеміцнення залежно від швидкості зварювання та при зварюванні з технологічною накладкою

Швидкість зварювання, мм/с	10	15	20	25*	20 (зварювання з накладкою)
Максимальна ширина литої зони, мм	5,5	3,6	3,6	3,6	1,6
Ширина ЗТВ від лінії сплавлення до основного металу, мм	15	10	7	6	6
Ширина ділянки знеміцнення, мм	35,5	23,6	17,6	15,6	13,6

Примітка. (*) – зварний шов з дефектами формування.

Використання технологічної накладки при ЕПЗ плит алюмінієвого сплаву 2219 завтовшки 10 мм дозволяє зменшити ширину зони знеміцнення з 17,6 до 13,6 мм (тобто близько 20 %) з боку входу променя та отримати вузький зварний шов із практично паралельними бічними стінками.

Висновки

Встановлено, що при ЕПЗ плит алюмінієвого сплаву 2219 завтовшки 10 мм збільшення швидкості зварювання з 10 до 20 мм/с зменшує ширину ділянки знеміцнення приблизно вдвічі.

Використання технологічної накладки при зварюванні зі швидкістю 20 мм/с дозволяє додатково зменшити ширину зони знеміцнення приблизно на 20 % і отримати вузький зварний шов з практично паралельними бічними стінками. При цьому зниження шва, що утворюється, формується в тілі накладки; після її видалення зварений стик не вимагає подальшої механічної обробки.

Запропоновано алгоритм розрахунку співвідношення потужностей променя по вибраним ділянкам поверхні, що обробляється. Розрахунковим та експериментальним шляхами встановлено, що технологічна накладка відсікає периферійну частину електронного променя, що становить близько 5...7 % його повної потужності. На практиці вплив цієї периферійної частини призводить до небажаного розширення шва з боку входу променя та до додаткового нагрівання основного металу і, як наслідок, до збільшення розмірів зони знеміцнення.

Список літератури

1. Лозовская А.В., Чайка А.А., Бондарев А.А. и др. (2001) Разупрочнение высокопрочных алюминиевых сплавов при различных способах сварки плавлением. *Автоматическая сварка*, 3, 15–19. <http://dspace.nbuv.gov.ua/bitstream/handle/123456789/88714/03-Lozovskaya.pdf?sequence=1>
2. Fatih, Hayat (2022) Electron beam welding of 7075 aluminium alloy: Microstructure and fracture properties. *Engineering Science and Technology an International J.*, 34, 101093. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jestech.2022.101093>
3. Meng, Qing-guo, Fang, Hong-yuan, Xu, Wen-li, Ji, Shu-de (2006) Microstructure and mechanical properties of 2219 Al-alloy heat-affected zone with twin wire welding. *Transactions of the China Welding Institution*, 3, 9–12. DOI: <https://hjb.hwi.com.cn/hjxb/en/article/id/20060303>

4. Назаренко О.К., Кайдалов А.А., Ковбасенко С.Н. и др. (1987) *Электронно-лучевая сварка*. Под ред. Б.Е. Патона. Киев, Наук. думка.
5. Ghulam Hussain, Tauheed Shehbaz, Mohammed Alkahtani et al. (2024) Nanomechanical, mechanical and microstructural characterization of electron beam welded Al2219-T6 tempered aerospace grade alloy: A comprehensive study. *Heliyon*, 10(1), e23835. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2023.e23835>
6. Скальський В.Р., Ботвина Л.Р., Лясота І.Н. (2012) Особенности структурной и механической неоднородности в сварных соединениях сплава 1201-т, выполненных электронно-лучевой сваркой. *Автоматическая сварка*, 7, 19–23. <https://patonpublishinghouse.com/as/pdf/2012/pdfarticles/07/5.pdf>
7. Mastanaiah, P., Abhay, Sharma, Madhusudhan Reddy, G. (2018) Process parameters-weld bead geometry interactions and their influence on mechanical properties: A case of dissimilar aluminium alloy electron beam welds. *Defence Technology*, 14, 137–150. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.dt.2018.01.003>
8. Русиник М.О., Нестеренков В.М., Мiроslав Сахул, Клочков І.М. (2023) Вплив струму фокусування електронно-променевого зварювання на геометрію та мікроструктуру зварних з'єднань алюмінієвого сплаву 2219. *Автоматичне зварювання*, 7, 31–36. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2023.07.04>
9. Рыкалин Н.Н., Зуев И.В., Углов А.А. (1978) *Основы электронно-лучевой обработки материалов*. Москва, Машиностроение.
10. Скрядінський В.В. (1994) *Розробка технології електронно-променевого зварювання високоміцних алюмінієвих сплавів 1570 і 1460 з регулюванням розподілу густини потужності променя*. дис. ... канд. техн. наук. АН України. Інститут електрозварювання ім. С.О. Патона, Київ, 1994.
11. Скрядінський В.В., Нестеренков В.М., Русиник М.О. (2020) Електронно-променеє зварювання з програмуванням розподілу густини потужності променя. *Автоматичне зварювання*, 1, 51–56. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.01.07>
2. Fatih Hayat (2022) Electron beam welding of 7075 aluminium alloy: Microstructure and fracture properties. *Engineering Sci. and Technol. an Int. J.*, 34, 101093. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jestch.2022.101093>
3. Meng, Qing-guo, Fang, Hong-yuan, Xu, Wen-li, Ji, Shu-de (2006) Microstructure and mechanical properties of 2219 Al-alloy heat-affected zone with twin wire welding. *Transact. of the China Welding Institution*, 3, 9–12. DOI: <https://hjb.com.cn/hjxb/en/article/id/20060303>
4. Nazarenko, O.K., Kajdalov, A.A., Kovbasenko, S.N. et al. (1987) *Electron beam welding*. Ed. by B.E. Paton. Kyiv, Naukova Dumka.
5. Ghulam Hussain, Tauheed Shehbaz, Mohammed Alkahtani, Usman Abdul Khaliq, Hongyu Wei (2024) Nanomechanical, mechanical and microstructural characterization of electron beam welded Al2219-T6 tempered aerospace grade alloy: A comprehensive study. *Heliyon*, 10(1), e23835. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2023.e23835>
6. Skalsky, V.R., Botvina, L.R., Lyasota, I.N. (2012) Peculiarities of structure and mechanical heterogeneity in EB-welded joints of 1201-T alloy. *The Paton Welding J.*, 7, 15–18. <https://patonpublishinghouse.com/tpwj/pdf/2012/pdfarticles/07/5.pdf>
7. Mastanaiah P., Abhay Sharma, Madhusudhan Reddy G. (2018) Process parameters-weld bead geometry interactions and their influence on mechanical properties: A case of dissimilar aluminium alloy electron beam welds. *Defence Technology*, 14, 137–150. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.dt.2018.01.003>
8. Rusynyk, M.O., Nesterenkov, V.M., Sahul, M., Klochkov, I.M. (2023) Influence of electron beam focusing current on geometry and microstructure of welded joints of aluminium 2219 alloy. *The Paton Welding J.*, 7, 31–36. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.07.04>
9. Rykalin, N.N., Zuyev, I.V., Uglov, A.A. (1978) Basis of electron-beam material processing. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
10. Skryabinskyi, V.V. (1994) *Development of technology of electron beam welding of high-strength aluminium alloys 1570 and 1460 with control of density distribution of beam power*: Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree. Kyiv, PWI [in Ukrainian].
11. Skryabinskyi, V.V., Nesterenkov V.M., Rusynyk, M.O. (2020) Electron beam welding with programming of beam power density distribution. *The Paton Welding J.*, 1, 49–53. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.01.07>

References

INFLUENCE OF ELECTRON BEAM WELDING TECHNOLOGY ON THE WIDTH OF THE SOFTENING ZONE OF 2219 ALUMINUM ALLOY

V.V. Skryabinskyi, V.M. Nesterenkov, M.O. Rusynyk, V.I. Zagornikov, O.I. Goncharenko, I.M. Klochkov

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

E-mail: skriabinski.vv.555@gmail.com

During electron beam welding (EBW) of 2219 alloy, the strength characteristics of joints can decrease by up to 50 % in relation to the base metal. In order to ensure the uniform strength of the structure, locations of the welds are chosen in thickened areas. At the same time, the width of the thickened area should be larger than the width of the softening zone of the welded joint. The softening zone of the joint includes the cast zone and the heat-affected zone (HAZ), in which the strength of the base metal decreased. The influence of welding speed and the use of technological overlay on the width of the cast zone and the HAZ, i.e. on the width of the softening zone during EBW of 2219 alloy plates, were investigated. It was found that an increase in the welding speed from 10 to 20 mm/s reduces the width of the softening zone by approximately half. The use of a technological overlay allows reducing the width of the softening zone by approximately 20 %. In this case, the weld depression is formed in the body of the overlay, and after its removal, the welded butt does not require further mechanical treatment. The calculation and experimental methods established that the technological overlay cuts off the peripheral part of the electron beam, which is about 5 % of its full power. In practice, the influence of this peripheral part leads to undesirable expansion of the weld on the side of the beam entrance and to additional heating of the base metal and, as a result, to an increase in the size of the softening zone. 11 Ref., 3 Tabl., 8 Fig.

Keywords: electron beam welding, aluminium alloy, heat-affected zone, softening zone, technological strap

Отримано 04.03.2025

Отримано у переглянутому вигляді 06.05.2025

Прийнято 15.05.2025

ДЕТОНАЦІЙНЕ НАПИЛЕННЯ ПОКРИТТІВ, ЩО МІСТЯТЬ МАХ-ФАЗУ Cr_2AlC

Н.В. Вігілянська¹, С. Senderowski², Т.В. Цимбаліста¹, К.В. Янцевич¹, А.І. Кільдій¹, О.Й. Гудименко³

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

²Warsaw university of technology. Pl. Politechniki 1, 00-661, Warsaw, Poland

³Інститут фізики напівпровідників ім. В.Є. Лашкарьова НАН України. 02000, м. Київ, пр. Науки, 45.

E-mail: gudymen@ukr.net

У роботі досліджено процес формування покриттів, що містять МАХ-фазу Cr_2AlC , в умовах детонаційного напилення з використанням порошків, отриманих методом механохімічного синтезу. В якості вихідних компонентів застосовано порошкові суміші систем Cr-Al-C та $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$. Встановлено, що в системі Cr-Al-C внаслідок механохімічного синтезу протягом 1,5...5 год нові фази не утворюються, натомість синтез МАХ-фази Cr_2AlC відбувається в процесі детонаційного напилення МХС-порошку даної суміші. У системі $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$ спостерігається формування МАХ-фази Cr_2AlC вже на етапі обробки після 1,5 год. За рахунок протікання реакції взаємодії компонентів у процесі детонаційного напилення вміст МАХ-фази збільшується в покритті відносно МХС-порошку. У складі обох типів покриттів наявні фази карбідів хрому та оксидних складових хрому та алюмінію. Одержані покриття характеризуються високою мікротвердістю (близько 5000 МПа), щільною ламелярною структурою та мають корозійну тривкість у середовищі 3%-го розчину NaCl . Бібліогр. 18, табл. 3, рис. 6.

Ключові слова: МАХ-фаза, детонаційне напилення, покриття, мікроструктура, корозійна тривкість

Вступ. В останні роки матеріали на основі МАХ-фаз викликають підвищену зацікавленість для використання в промисловості у зв'язку з унікальними поєднаннями в них властивостей як металу, так і кераміки, яким вони завдячують своїй типовій наноламінатній структурі [1, 2]. Серед відомих на сьогодні МАХ-фаз фаза Cr_2AlC викликає значну цікавість завдяки комплексу фізико-хімічних властивостей, а саме: низькій густині, відмінним механічним властивостям, високій жорсткості, легкості обробки, стійкості до пошкоджень, корозійній тривкості в багатьох розчинах солей та кислот, електричним і теплопровідним властивостям [3–6]. Серед методів одержання МАХ-фази Cr_2AlC найбільшого поширення знаходять методи спікання, у тому числі іскрового плазмового спікання, гарячого пресування, методи самопоширюваного високотемпературного синтезу (СВС) та механохімічного синтезу [7–11]. В якості вихідних компонентів використовують порошки як простих елементів, так і сполук карбідів, оксидів та інтерметалідів у різному співвідношенні. Одержані матеріали мають високу міцність, жаростійкість і корозійну тривкість.

Іншим методом використання матеріалів на основі МАХ-фаз є нанесення їх на поверхні деталей у вигляді покриттів. Більшість наявних досліджень присвячено формуванню покриттів на

основі МАХ-фази Cr_2AlC у вигляді тонких плівок, які одержують методом магнетронного нанесення шляхом розпилення мішеней окремих елементів або сегментованих складених мішеней [12, 13]. Не дивлячись на високу чистоту та щільність магнетронних покриттів, вони не можуть використовуватись в екстремальних умовах при високих навантаженнях у зв'язку з невеликою товщиною, яка складає кілька мікрон.

Для одержання покриттів на основі МАХ-фаз завтовшки в кілька сотен мікрметрів використовують методи газотермічного напилення, такі як плазмово-дугове, високошвидкісне газополум'яне та холодне газодинамічне напилення [14]. В якості сировини для напилення використовують порошки з синтезованою МАХ-фазою Cr_2AlC , які одержують методом спікання [15], і порошки механічних сумішей вихідних компонентів, таких як $\text{Cr} + \text{Al} + \text{графіт}$ [16], $\text{Cr}_3\text{C}_2 + \text{Al} + \text{Cr}$ [17]. При використанні для напилення порошків, що містять МАХ-фазу, внаслідок окислення частинок порошку та протікання реакцій розкладання, що пов'язано з неконгруентним плавленням МАХ-фаз, вміст МАХ-фази Cr_2AlC у покриттях суттєво знижується відносно вихідного порошку, що є однією з основних проблем при напиленні такого типу покриттів. У випадку напилення порошків механічних сумішей синтез МАХ-фази відбувається в про-

Вігілянська Н.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Цимбаліста Т.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9569-7776>,

Янцевич К.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3975-7727>, Кільдій А.І. – <https://orcid.org/0000-0001-8133-8705>,

© Гудименко О.Й. – <https://orcid.org/0000-0002-5866-8084>

Н.В. Вігілянська, С. Senderowski, Т.В. Цимбаліста, К.В. Янцевич, А.І. Кільдій, О.Й. Гудименко, 2025

цесі напilenня та формування шару покриття при взаємодії вихідних компонентів. Додатково підвищити вміст МАХ-фази в таких покриттях вдається проведенням наступної термообробки [16].

Метою даної роботи є дослідження формування покриттів, що містять МАХ-фазу Cr_2AlC , в умовах детонаційного методу напilenня з використанням порошків, отриманих методом механохімічного синтезу.

Матеріали та методики досліджень. В якості матеріалів для напilenня покриттів детонаційним методом використовували порошки, одержані методом механохімічного синтезу (МХС) порошкових сумішей складів $73Cr-19Al-8C$ та $91Cr_3C_2 + 9Al$ (мас. %). Характеристику вихідних порошків, які було використано для виготовлення механічних сумішей для проведення процесу МХС, наведено в табл. 1.

Співвідношення компонентів порошкової суміші $Cr-Al-C$ було розраховано на одержання МАХ-фази Cr_2AlC згідно з реакцією $2Cr + Al + C = Cr_2AlC$; компонентів суміші Cr_3C_2-Al – на основі термодинамічної оцінки ймовірності протікання реакцій у системі з утворенням МАХ-фази Cr_2AlC та попередньо проведених досліджень формування МАХ-фази Cr_2AlC в умовах плазово-дугового напilenня порошків системи Cr_3C_2-Al [18].

Процес МХС порошкових сумішей проводили у високоенергетичному планетарному млині «Активатор 2SL» при швидкості обертання барабанів 1000/1500 об/хв, час обробки становив 1,5 і 5 год.

Для напilenня покриттів використовували установку детонаційного напilenня «Перун-С». В якості детонаційної суміші використовували суміш кисню з пропан-бутаном з додаванням повітря, витрата та співвідношення кисню до пропан-бутану – 3:1, кількість порошку за постріл ≈ 100 мг, кількість пострілів 100. Частота проходження циклів $6,6 \text{ c}^{-1}$. Технологічні параметри детонаційного напilenня, такі як: витрата пального газу пропан-бутану ($Q_{C_3H_8}$), витрата кисню (Q_{O_2}), витрата газу-розріджувача (повітря) ($Q_{пов}$), витрата транспортуючого газу (повітря) ($Q_{тр}$) та дистанція напilenня (L), наведено в табл. 2. Техно-

Таблиця 1. Характеристика вихідних порошків механічних сумішей

Порошок	Марка	Розмір частинок, мкм	Вміст домішок, мас. %
Cr	ПХ1М	<20	0,009 N; 0,07 C; 0,20 Fe; 0,10 Ni; 0,10 Si; 0,10 Ca; 0,30 O; P і 0,032 O
Al	ПА-4	40...50	<0,4 Si, <0,35 Fe, <0,02 Cu
Графіт	ГЛ-1	<40	Зольність <13 %
Cr_3C_2	ПКХ-1С	<40	–

Таблиця 2. Технологічні параметри детонаційного напilenня покриттів, що містять МАХ-фазу Cr_2AlC

Витрати газів, $m^3/год$				L , мм
$Q_{C_3H_8}$	Q_{O_2}	$Q_{пов}$	$Q_{тр}$	
0,5	1,55	0,4	0,5	110

логічні параметри детонаційного напilenня були обрані з розрахунку отримання товщини покриття 4...6 мкм за 1 цикл та мінімізації окислення порошкового матеріалу в процесі напilenня.

Для дослідження мікроструктури частинок МХС-порошків і напilenних покриттів використовували оптичний мікроскоп Neophot-32 з пристроєм для цифрового фотографування. Дослідження фазового складу частинок порошку та покриттів проводили за допомогою дифрактометра PANalytical X'Pert PRO з використанням $CuK\alpha$ -випромінювання ($\lambda = 0,15406 \text{ нм}$). Напряга на аноді трубки становила 45 кВ, струм – 40 мА. Дифрактограми знімали з кроком $0,025^\circ$ при часі накопичення в точці 1 с. Обробку даних дифрактометричних вимірювань здійснювали за допомогою програми High Score Plus. Мікротвердість покриттів HV вимірювали на мікротвердомірі ПМТ-3 при навантаженні на індентор 50 г.

Дослідження корозійної тривкості покриттів проводили потенціостатичним методом. Покриття завтовшки 500 мкм наносили на зразки зі сталі Ст3 розміром $50 \times 50 \times 3$ мм. Електрохімічні дослідження здійснювали на потенціостаті П-5827М зі швидкістю розгортання 2 мВ/с за температури 18...20 $^\circ C$. В якості робочих електродів використовували досліджувані зразки, в якості електрода порівняння – хлорсрібний електрод ($Ag/AgCl$), допоміжним електродом слугувала платина. Дослідження проводили в 3%-му розчині NaCl. Струм та потенціал корозії знаходили графічним методом із поляризаційних кривих.

Результати досліджень та їх обговорення. Аналіз мікроструктури порошків систем $Cr-Al-C$ та Cr_3C_2-Al (рис. 1) свідчить про формування в процесі МХС внаслідок процесів подрібнення та «холодного зварювання», що повторюються, частинок конгломератного типу неправильної форми як після 1,5 год, так і після 5 год обробки. Розмір порошків продуктів МХС після 1,5 год обробки складає $d_{10} = 9$ мкм, $d_{50} = 21$ мкм, $d_{90} = 43$ мкм для системи $Cr-Al-C$ та $d_{10} = 8$ мкм, $d_{50} = 17$ мкм, $d_{90} = 45$ мкм для системи Cr_3C_2-Al . При збільшенні часу обробки до 5 год розмір продуктів МХС суттєво не змінюється і складає $d_{10} = 10$ мкм, $d_{50} = 21$ мкм, $d_{90} = 41$ мкм для системи $Cr-Al-C$ та $d_{10} = 8$ мкм, $d_{50} = 16$ мкм, $d_{90} = 40$ мкм для системи Cr_3C_2-Al .

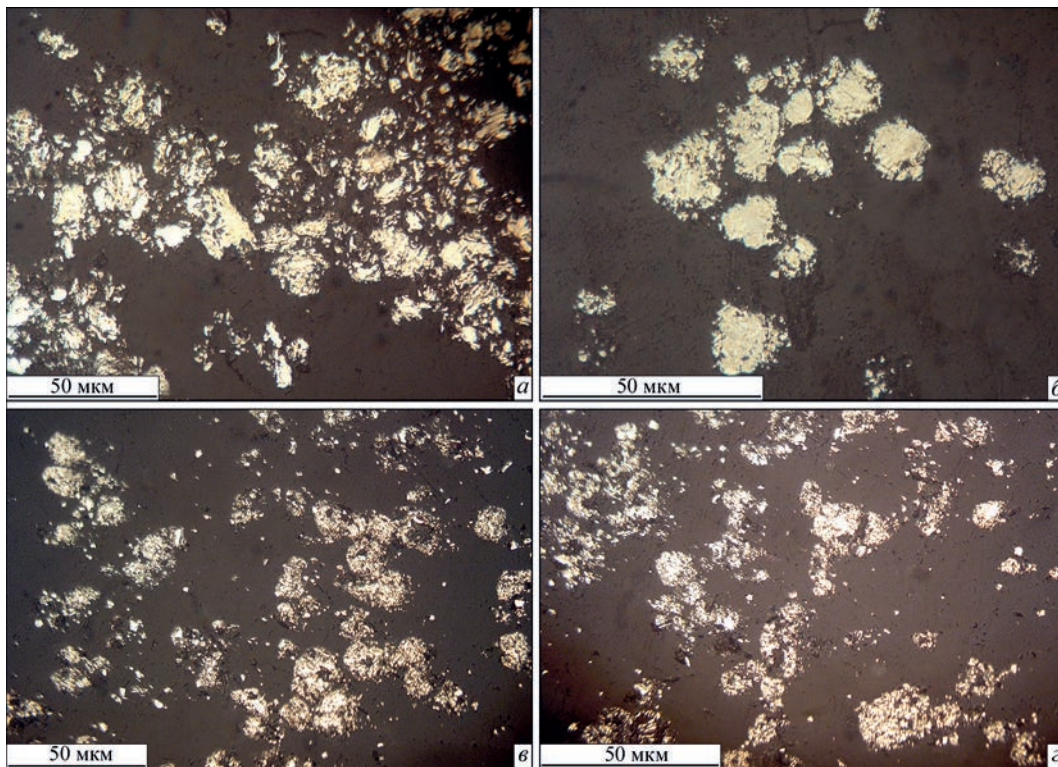


Рис. 1. Мікроструктура порошків систем Cr–Al–C (а, б) та Cr₃C₂–Al (в, з), одержаних методом МХС протягом 1,5 (а, в) та 5 (б, з) год

Методом рентгеноструктурного фазового аналізу (РСФА) встановлено, що в процесі МХС протягом 1,5 та 5 год порошку системи Cr–Al–C синтезу нових фаз не відбувається і на рентгенограмах отриманих порошків наявні лише піки фази хрому та алюмінію (рис. 2, а, б). Фази графіту на рентгенограмах не виявлено, що може бути результатом його переходу до аморфного стану або подрібнення у млині в процесі обробки до

нанорозміру. Зі збільшенням часу обробки до 5 год спостерігається деяке зміщення в бік нижчих кутів ліній хрому, що може свідчити про розчинення алюмінію в хромі з утворенням твердого розчину.

У випадку порошку системи Cr₃C₂–Al в процесі МХС як при 1,5, так і при 5 год обробки відбувається взаємодія вихідних компонентів суміші карбідів хрому та алюмінію з утворенням в кінцевому

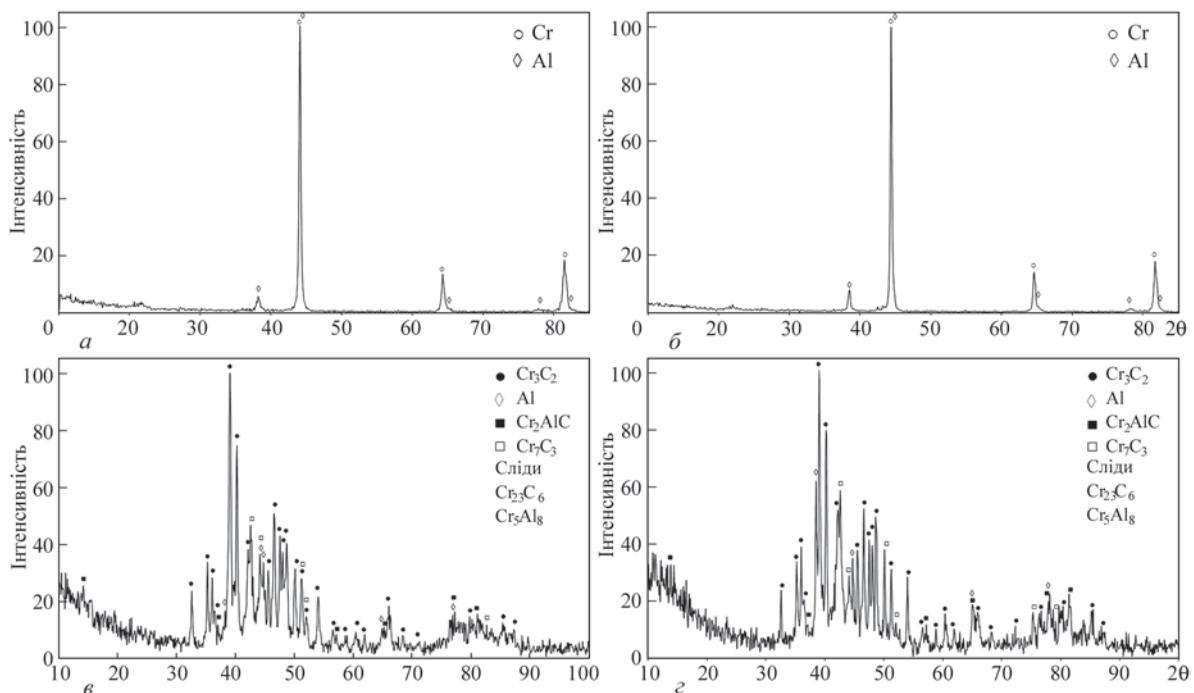


Рис. 2. Рентгенограми порошків систем Cr–Al–C (а, б) та Cr₃C₂–Al (в, з), одержаних методом МХС протягом 1,5 (а, в) та 5 (б, з) год

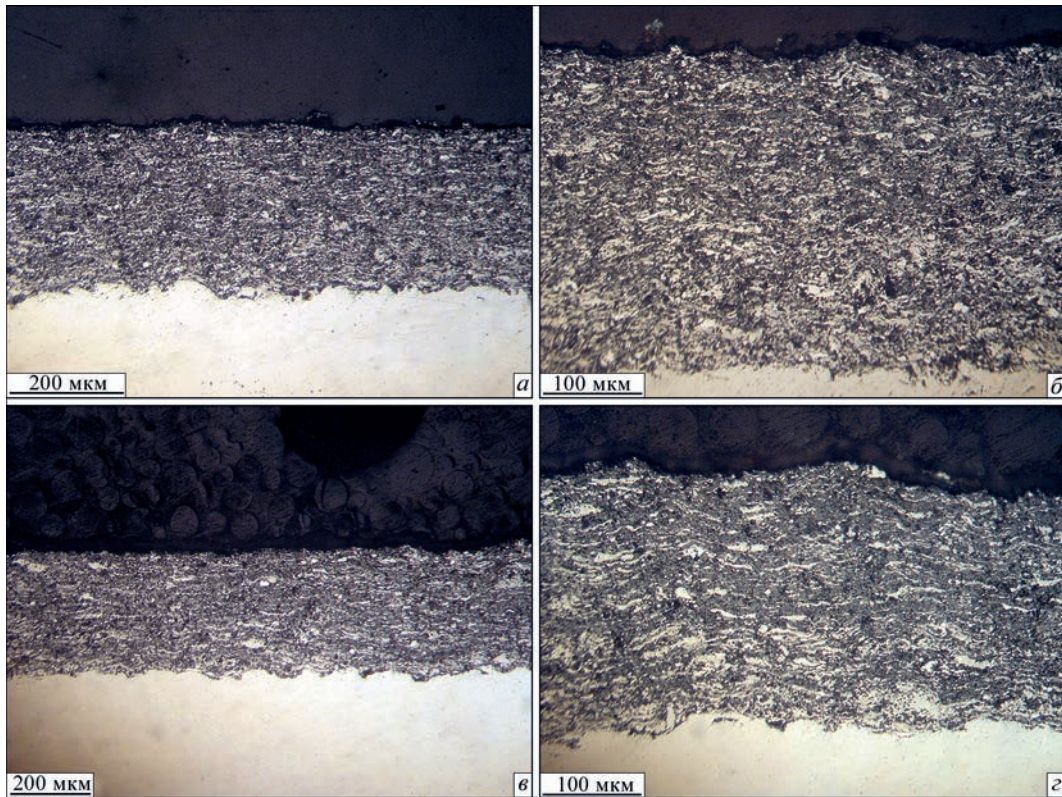


Рис. 3. Мікроструктура детонаційних покриттів з МХС-порошків: а, б – Cr–Al–C; в, г – Cr₃C₂–Al

продукті МАХ-фази Cr₂AlC та незначної кількості інтерметалідної сполуки Cr₅Al₈ (рис. 2, в, г). Крім того, у порошках наявні фази вихідних компонентів Cr₃C₂ та Al, а також карбідів Cr₇C₃ та Cr₂₃C₆.

Оскільки фазовий склад одержаних МХС-порошків суттєво не відрізняється при обробці протягом 1,5 та 5 год, в подальшому для досліджень формування покриттів в умовах детонаційного наплення використовували МХС-порошки складів систем Cr–Al–C та Cr₃C₂–Al, одержані протягом 1,5 год обробки.

У результаті детонаційного наплення одержаних МХС-порошків формуються щільні покриття з тонколамельною структурою, яка складається зі світлих та темно-сірих оксидних ламелей, що чергуються (рис. 3). Кількість оксидної складової у покритті Cr–Al–C складає ≈35 %, пористість ≈7 %; у покритті Cr₃C₂–Al – ≈30 % та ≈4 % відповідно.

Мікротвердість покриттів Cr–Al–C та Cr₃C₂–Al складає 4910 ± 1150 та 5030 ± 1015 МПа відповідно. Наявність великого розкиду значень мікротвердості в діапазоні 3000...10000 МПа пов'язана з присутністю різномірних фаз у покритті.

Основними фазами в напилених покриттях систем Cr–Al–C та Cr₃C₂–Al є фази карбідів хрому в кількісному співвідношенні згідно з інтенсивністю піків: Cr₇C₃ > Cr₃C₂ > Cr₂₃C₆ (рис. 4). У випадку наплення покриття системи Cr–Al–C поява карбідів хрому обумовлена протіканням взаємодії вихідних компонентів порошку хрому та графіту в процесі наплення. У випадку наплення покриття системи Cr₃C₂–Al поява значної кількості карбиду Cr₇C₃ пояснюється частковою трансформацією карбиду Cr₃C₂ у процесі наплення під дією температури та при взаємодії частинок порошку з киснем навколишнього середовища. У покриттях наявна

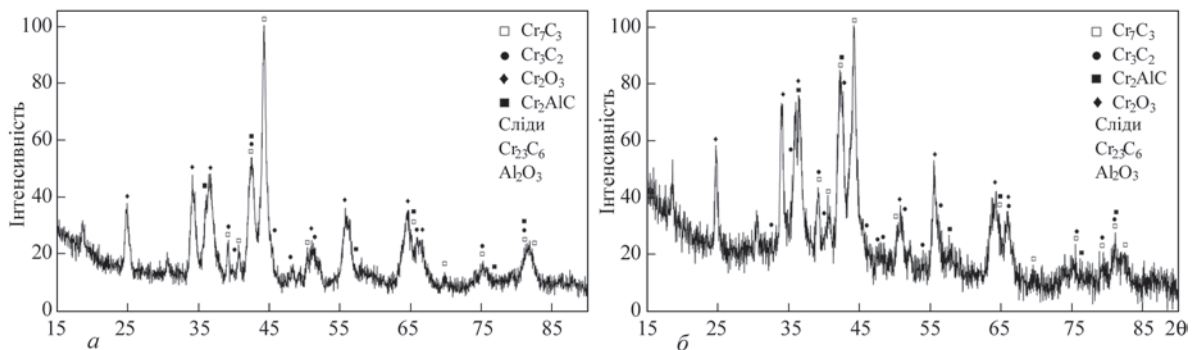


Рис. 4. Рентгенограми детонаційних покриттів систем Cr–Al–C (а) та Cr₃C₂–Al (б)

значна кількість оксиду хрому Cr_2O_3 та незначна кількість оксиду алюмінію Al_2O_3 модифікації корунд. На відміну від МХС-порошків у покриттях відсутня фаза чистого алюмінію, що свідчить про його повну взаємодію в процесі напилення з компонентами порошоків Cr, C, Cr_3C_2 та киснем навколишнього середовища. У покриттях обох типів наявна МАХ-фаза Cr_2AlC , причому інтенсивність піків МАХ-фази в покритті Cr_3C_2-Al є значно вищою, що може свідчити про більшу кількість в ній МАХ-фази. Також зазначається збільшення інтенсивності піків, що відповідають МАХ-фазі, на рентгенограмі покриття системи Cr_3C_2-Al відносно піків на рентгенограмі МХС-порошку, що свідчить про протікання процесу взаємодії компонентів порошку в процесі детонаційного напилення та формування шару покриття з утворенням МАХ-фази.

Дослідження кінетики електродних потенціалів детонаційних покриттів систем Cr-Al-C та

Cr_3C_2-Al дозволили встановити, що значення електродного потенціалу зразків стабілізується через 25...30 хв. Стаціонарні потенціали $E_{ст}$ складають -0,4 та -0,44 В відповідно. Характерні поляризаційні криві покриттів наведено на рис. 5; електрохімічні характеристики покриттів – у табл. 3. Для порівняння в табл. 3 наведені також характеристики Ст3 та нержавких сталей 40Х13 і 12Х18Н10Т.

Аналіз поляризаційних кривих показав, що хід катодних та анодних поляризаційних кривих для детонаційних покриттів обох складів майже не відрізняється. Струм корозії для покриття системи Cr_3C_2-Al є в 1,25 рази нижчим, ніж покриття системи Cr-Al-C, що свідчить про його вищу корозійну тривкість. Це пов'язано, вочевидь, з більшим вмістом МАХ-фази в покритті Cr_3C_2-Al та дещо нижчою пористістю даного покриття. Після проведення електрохімічних досліджень фазовий склад напилених покриттів суттєво не змінюється (рис. 6), тобто корозійних процесів на поверхні зразків з покриттями не відбувається. Розроблені покриття обох складів за своїми показниками корозійної тривкості не поступаються нержавким сталям і на порядок перевершують вуглецеву сталь.

Висновки

Проведені дослідження продуктів механохімічного синтезу порошкових сумішей складів Cr-Al-C та Cr_3C_2-Al показали формування після 1,5...5 год обробки частинок конгломератного типу розміром в межах $d_{10} = 8...10$, $d_{50} = 16...21$, $d_{90} = 40...45$ мкм. У системі Cr_3C_2-Al фіксується формування МАХ-фази Cr_2AlC вже через 1,5 год обробки; у випадку системи Cr-Al-C у процесі МХС взаємодії компонентів з утворенням нових фаз не відбувається.

У результаті детонаційного напилення одержаних МХС-порошків формуються щільні покриття з тонколамелярною структурою. У покриттях фіксується наявність МАХ-фази Cr_2AlC , а також карбідів хрому та оксидних фаз Cr_2O_3 і Al_2O_3 . Вміст МАХ-фази є вищим у покриттях, сформо-

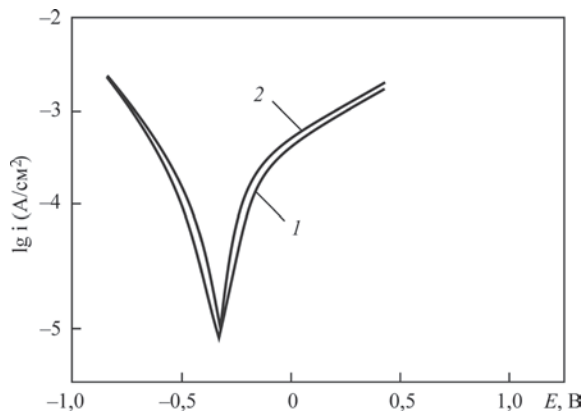


Рис. 5. Поляризаційні криві детонаційних покриттів у 3%-му розчині NaCl: 1 – Cr-Al-C, 2 – Cr_3C_2-Al

Таблиця 3. Електрохімічні характеристики детонаційних покриттів Cr-Al-C та Cr_3C_2-Al у 3%-му розчині NaCl

Матеріал	$E_{ст}$, В	E_c , В	i_c , A/cm ²
ДН-покриття Cr-Al-C	-0,40	-0,36	$2,0 \cdot 10^{-6}$
ДН-покриття Cr_3C_2-Al	-0,44	-0,38	$1,6 \cdot 10^{-6}$
Ст 3	-0,54	-0,52	$2,4 \cdot 10^{-5}$
40Х13	-0,28	-0,26	$2,0 \cdot 10^{-6}$
12Х18Н10Т	-0,16	-0,18	$1,6 \cdot 10^{-6}$

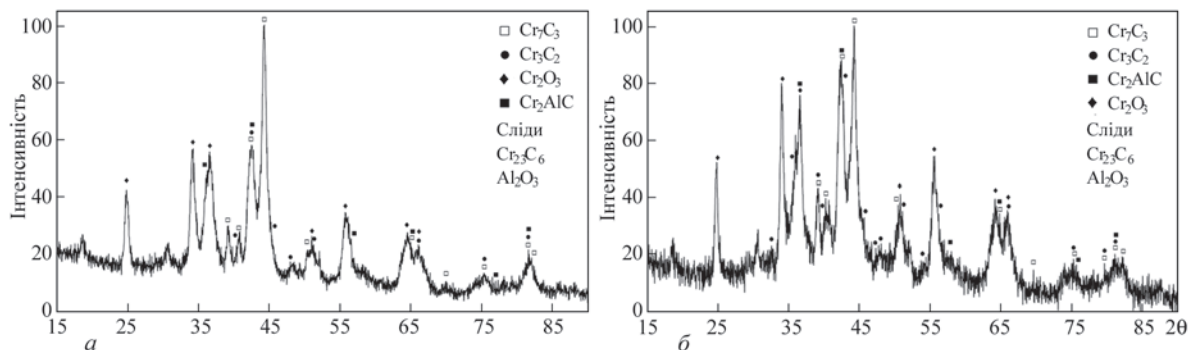


Рис. 6. Рентгенограми детонаційних покриттів систем Cr-Al-C (а) та Cr_3C_2-Al (б) після електрохімічних досліджень в 3%-му розчині NaCl

ваних з порошків системи $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$; встановлено збільшення вмісту МАХ-фази в покритті відносно МХС-порошку за рахунок протікання реакції взаємодії між вихідними компонентами в процесі напilenня.

За результатами потенціостатичних досліджень у 3%-му розчині NaCl встановлено, що покриття на основі системи $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$ характеризуються нижчим струмом корозії ($1,6 \cdot 10^{-6}$ А/см²) порівняно з Cr-Al-C ($2,0 \cdot 10^{-6}$ А/см²), що підтверджує їх вищу корозійну тривкість за рахунок більшого вмісту МАХ-фази та щільнішої структури. Розроблені покриття обох складів за своїми показниками корозійної тривкості не поступаються нержавким сталям і можуть бути рекомендовані для експлуатації у даному агресивному середовищі.

Список літератури/References

- Gonzalez-Julian, J. (2020) Processing of MAX phases: from synthesis to applications. *J. of the American Ceramic Society*, 104(2), 659–690. DOI: <https://doi.org/10.1111/jace.17544>
- Sun, Z.M. (2011) Progress in research and development on MAX phases: a family of layered ternary compounds. *International Materials Reviews*, 56(3), 143–166. DOI: <https://doi.org/10.1179/1743280410y.0000000001>
- Tian, W., Wang, P., Zhang, G. et al. (2007) Mechanical properties of Cr_2AlC ceramics. *J. of the American Ceramic Society*, 90(5), 1663–1666. DOI: <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2007.01634.x>
- Tian, W., Wang, P., Zhang, G. et al. (2006) Synthesis and thermal and electrical properties of bulk Cr_2AlC . *Scripta Materialia*, 54(5), 841–846. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.11.009>
- Majed, R.A., Hasan, A.M., Faleh, R.F. (2015) Corrosion behavior of V_2AlC and Cr_2AlC materials in acidic media. *Engineering and Technology J.*, 33(4), 845–854. DOI: <https://doi.org/10.30684/etj.33.4A.8>
- Azina, C., Badie, S., Litnovsky, A. et al. (2023) Optical properties and corrosion resistance of Ti_2AlC , Ti_3AlC_2 , and Cr_2AlC as candidates for concentrated solar power receivers. *Solar Energy Materials and Solar Cells*, 259, 112433. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2023.112433>
- Desai, V., Shrivastava, A., Zala, A.B. et al. (2024) Manufacturing of high purity Cr_2AlC MAX phase material and its characterization. *J. of Materi Eng and Perform*, 33, 9841–9849. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-024-09513-4>
- Shamsipoor, A., Farvizi, M., Razavi, M., Keyvani, A. (2019) Influences of processing parameters on the microstructure and wear performance of Cr^2AlC MAX phase prepared by spark plasma sintering method. *J. of Alloys and Compounds*, 815, 152345. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.152345>
- Xiao, L.-O., Li, S.-B., Song, G., Sloof, W.G. (2011) Synthesis and thermal stability of Cr_2AlC . *J. of the European Ceramic Society*, 31(8), 1497–1502. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2011.01.009>
- Gonzalez-Julian, J., Llorente, J., Bram, M. et al. (2017) Novel Cr_2AlC MAX-phase/SiC fiber composites: Synthesis, processing and tribological response. *J. of the European Ceramic Society*, 37(2), 467–475. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2016.09.029>
- Yeh, C.L., Kuo, C.W. (2011) Effects of Al and Al4C3 contents on combustion synthesis of Cr_2AlC from $\text{Cr}_2\text{O}_3\text{-Al-Al}_2\text{C}_3$ powder compacts. *J. of Alloys and Compounds*, 509(3), 651–655. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.09.169>
- Field, M.R., Carlsson, P., Eklund, P. et al. (2014) A combinatorial comparison of DC and high power impulse magnetron sputtered Cr_2AlC . *Surface and Coatings Technology*, 259, 746–750. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.09.052>
- Su, R., Zhang, H., Meng, X. et al. (2017) Synthesis of Cr_2AlC thin films by reactive magnetron sputtering. *Fusion Engineering and Design*, 125, 562–566. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2017.04.129>
- Vihilianska, N.V., Filonenko, D.V., Yushchenko, A.O. et al. (2024) Thermal spraying of coatings, containing Cr_2AlC max-phase (Review). *The Paton Welding J.*, 3, 24–32. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2024.03.04>
- Go, T., Sohn, Y.J., Mauer, G. et al. (2019) Cold spray deposition of Cr_2AlC MAX phase for coatings and bond-coat layers. *J. of the European Ceramic Society*, 39(4), 860–867. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2018.11.035>
- Zhang, F., Yan, S., Li, C. et al. (2019) Synthesis and characterization of MAX phase Cr_2AlC based composite coatings by plasma spraying and post annealing. *J. of the European Ceramic Society*, 39(16), 5132–5139. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.08.039>
- Zhang, F., Yu, G., Yan, S. et al. (2023) Characterization and reaction mechanism of in-situ micro-laminated Cr_2AlC coatings by plasma spraying $\text{Cr}_2\text{C}_2/\text{Al}$ powder mixtures. *Surface and Coatings Technology*, 456, 129271. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2023.129271>
- Viglianska, N., Iantsevitch, C., Tsymbalista, T. et al. (2024) Formation of coatings containing Cr_2AlC MAX phase during plasma spraying of mixture of $\text{Cr}_3\text{C}_2+\text{Al}$ powders. *Coatings*, 14(12), 1584. DOI: <https://doi.org/10.3390/coatings14121584>

DETONATION SPRAYING OF COATINGS CONTAINING THE Cr_2AlC MAX-PHASE

N.V. Vigilianska¹, C. Senderowski², T.V. Tsymbalista¹, K.V. Iantsevitch¹, A.I. Kildiy¹, O.Yo. Gudymenko³

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

E-mail: pewinataliya@gmail.com

²Warsaw university of technology. Pl. Politechniki 1, 00-661, Warsaw, Poland

³V.E. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics of the NAS of Ukraine. 41 Nauky Ave., 03028, Kyiv, Ukraine.

E-mail: gudymen@ukr.net

The paper investigates the process of forming coatings containing the Cr_2AlC MAX-phase under detonation spraying conditions using powders produced by mechanochemical synthesis. The powder mixtures of the Cr-Al-C and $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$ systems were used as initial components. It has been established that no new phases are formed in the Cr-Al-C system as a result of mechanochemical synthesis within 1.5...5 h, while the synthesis of the Cr_2AlC MAX-phase occurs during the detonation spraying of the MChS-powder of this mixture. In the $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Al}$ system, the formation of the Cr_2AlC MAX-phase is observed already at the processing stage after 1.5 h. Due to the interaction reaction of the components in the process of detonation spraying, the content of the MAX-phase increases in the coating relative to the MChS-powder. Both types of coatings contain phases of chromium carbides and oxide components of chromium and aluminium. The produced coatings are characterised by high microhardness (about 5000 MPa), dense lamellar structure and corrosion resistance in a 3 % NaCl solution. 18 Ref., 3 Tabl., 6. Fig.

Keywords: MAX-phase, detonation spraying, coating, microstructure, corrosion resistance

Отримано 02.05.2025

Отримано у переглянутому вигляді 12.05.2025

Прийнято 19.05.2025

МЕТОДИ ПІДВИЩЕННЯ ВТОМНОЇ ДОВГОВІЧНОСТІ НАПЛАВЛЕНИХ ДЕТАЛЕЙ (Огляд)

І.О. Рябцев, А.А. Бабінець, І.І. Рябцев, І.П. Лентюгов

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: ryabtsev39@gmail.com

Наведено огляд літературних даних щодо проблеми підвищення втомної довговічності наплавлених деталей, які експлуатуються в умовах одночасної дії різних видів зношування та циклічних механічних навантажень. Показано, що підвищення втомної довговічності наплавлених деталей можна досягти за рахунок раціонального вибору та оптимізації хімічного складу матеріалів для наплавлення, розробки оптимальної конструкції наплавлених шарів, використання технології послідовного наплавлення твердих зносостійких шарів і проміжних шарів із високими пластичними характеристиками. Бібліогр. 29, рис. 5.

Ключові слова: дугове наплавлення, багатошарове наплавлення, ремонтне наплавлення, пластичний підшар, втомна довговічність, тріщини втоми, коефіцієнт інтенсивності напружень

Вступ. Термін служби деталей машин і механізмів у різних галузях промисловості залежить, передусім, від умов їх експлуатації та властивостей матеріалів, з яких вони виготовлені. Багато з цих деталей експлуатуються одночасно в умовах різних видів зношування та циклічних механічних навантажень неоднакової, змінної інтенсивності. Комбінація таких умов експлуатації найчастіше призводить до передчасного, а, іноді, й до аварійного виходу з ладу коштовного технологічного устаткування. Час, витрачений на заміну зношених деталей і наступне переналагодження устаткування, знижує продуктивність праці та значно підвищує матеріальні витрати.

Особливо актуальною ця проблема є для гірничо-металургійної та машинобудівної галузей промисловості, в яких використовується високопродуктивне устаткування. Його зупинка для заміни зношених деталей призводить до таких втрат від продукції, що не випущено, які можуть у багато

разів перевищувати прямі витрати на придбання нових деталей і заміну зношених. До таких деталей відносяться прокатні валки та штампи холодного та гарячого деформування; ролики машин безперервного лиття заготовок; деталі опорно-поворотних пристроїв вантажно-підйомних машин і екскаваторів; зуби великомодульних шестерень та ін. [1–4].

При цьому багато з цих деталей наплавляються при виготовленні або неодноразово відновлюються методами наплавлення після часткового зношування та використовуються повторно [1]. У процесі подальшої тривалої експлуатації в умовах одночасної дії зношування та циклічних механічних навантажень у наплавленому та основному металі можуть з'являтися та розвиватися втомні тріщини, які спричиняють аварійне руйнування деталі (рис. 1) [5].

Зниженню циклічної довговічності наплавлених деталей сприяють залишкові напруження роз-

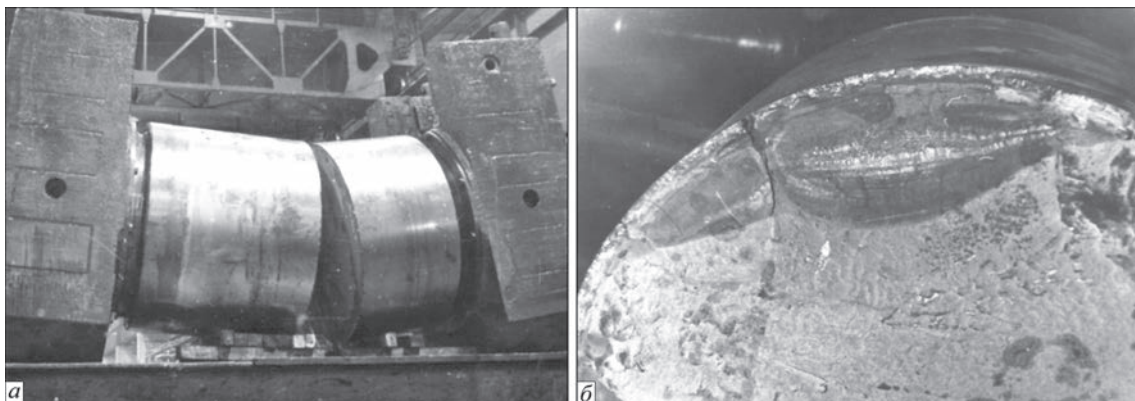


Рис. 1. Втомне руйнування наплавленого прокатного валка: а – зовнішній вигляд валка з підшипниковими вузлами після руйнування; б – макробудова зони зародження та поширення тріщини [5]

Рябцев І.О. – <https://orcid.org/0000-0001-7180-7782>, Бабінець А.А. – <https://orcid.org/0000-0003-4432-8879>,

Рябцев І.І. – <https://orcid.org/0000-0001-7550-1887>, Лентюгов І.П. – <https://orcid.org/0000-0001-8474-6819>

© І.О. Рябцев, А.А. Бабінець, І.І. Рябцев, І.П. Лентюгов, 2025

тягу, які виникають у результаті впливу термічного циклу наплавлення. На інтенсивність накопичення втомних пошкоджень при циклічному навантаженні багат шарового наплавленого металу також несприятливо може впливати його структурна та хімічна неоднорідність.

Крім того, при наплавленні важкозварюваних високолегованих сталей і сплавів на конструкційні вуглецеві та високовуглецеві сталі, які також погано зварюються, існує ймовірність утворення різних дефектів. Ці дефекти теж можуть слугувати джерелом зародження втомних тріщин. Причому зі збільшенням кількості наплавлених шарів зростає не лише ймовірність утворення дефектів, але й рівень залишкових напружень розтягу, які можуть суттєво знижувати циклічну довговічність наплавлених деталей [1, 2].

Слід також пам'ятати, що часто для підвищення втомної довговічності та інших експлуатаційних властивостей деталей застосовують наплавні матеріали з вищим ступенем легуванням, через те що властивості литого наплавленого металу, як правило, поступаються властивостям однакового за хімічним складом деформованого металу [1–4]. Проте такий підхід зумовлює підвищення вартості технології наплавлення та ймовірності появи дефектів у наплавленому металі та на границі його сплавлення з основним металом.

Мета роботи – узагальнити дані щодо методів підвищення втомної довговічності наплавлених деталей, які отримані авторами статті та іншими дослідниками; розробити рекомендації щодо їх практичного використання у промисловості.

Основні методи підвищення втомної довговічності наплавлених деталей. Аналіз літературних даних показує, що одними з найпоширеніших методів підвищення втомної довговічності наплавлених деталей є поверхневе зміцнення [6], термічна обробка [7, 8], зменшення погонної енергії наплавлення [9–11] тощо. Перераховані вище операції зменшують залишкові напруження розтягу або створюють напруження стиску, які сприяють підвищенню втомної тріщиностійкості [12–15].

Проте глибина, на яку поширюється вплив більшості механічних і хімічних видів поверхневого зміцнення, коливається від 0,03 до 2,0 мм, а проведення термообробки, здатної забезпечити формування заданої структури на більшу глибину (від 3 до 100 мм і більше) пов'язане зі значними енергетичними витратами та з необхідністю застосування складного та великогабаритного устаткування.

Висловлюються пропозиції щодо застосування методів гальмування росту тріщин, які полягають у створенні системи інших тріщин, які більш сприятливо розташовані та дозволяють значно знизити величину напружень розтягу. Це досягається, зокрема, при формуванні кожного наплавленого шару накладанням валиків за синусоїдальною або зигзагоподібною траєкторією (рис. 2) [16]. У цьому випадку використовується ефект гальмування тріщини за рахунок перетину з іншими тріщинами. Проте перспективність цього підходу, з точки зору втомної довговічності деталі в цілому, досить сумнівна, оскільки контролювати та керувати розташуванням і розповсюдженням тріщин у наплавленому металі практично неможливо. Гарантувати, що ці тріщини, у свою чергу, не стануть початком втомного руйнування, також не можна.

Перспективними можуть бути способи, спрямовані на зниження погонної енергії наплавлення [15, 16]. Це пояснюється тим, що зниження ефективної потужності нагрівання виробу зварювальною дугою зумовлює зменшення рівня залишкових напружень розтягу та деформацій (рис. 3), а також подрібнення структури наплавленого металу внаслідок зростання швидкості кристалізації, що позитивно позначається на тріщиностійкості.

На наш погляд, найперспективнішим для підвищення втомної довговічності наплавлених деталей із вуглецевих конструкційних сталей є використання багат шарового наплавлення, з послідовним нанесенням твердих зносостійких і пластичних сталей та сплавів.

У [17] для збільшення втомної довговічності деталей пропонується використовувати для

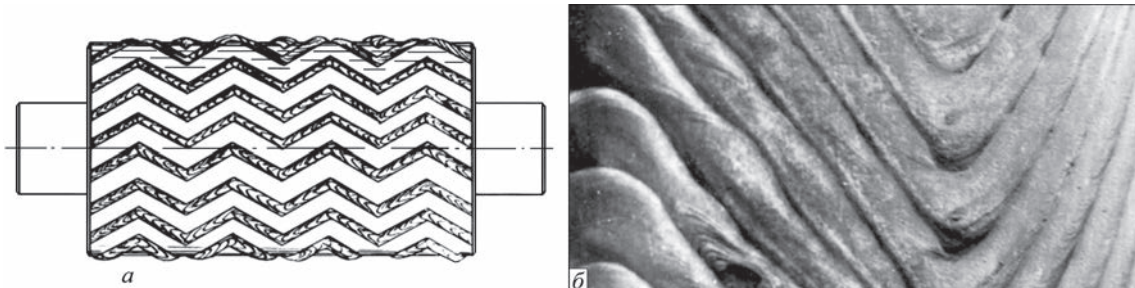


Рис. 2. Наплавлення зигзагоподібних (а) і синусоїдальних (б) валиків з розривами між ними з метою гальмування розповсюдження втомних тріщин [16]

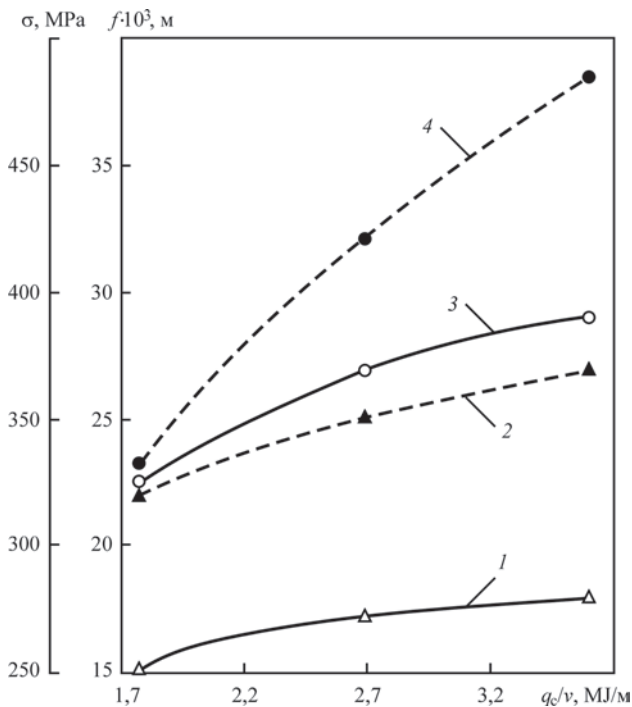


Рис. 3. Залежність зварювальних напружень σ (3, 4) і деформацій прогину f (1, 2) у пластинах розмірами відповідно $(8 \times 120 \times 900) \cdot 10^{-3}$ м (штрихові криві) та $(30 \times 120 \times 900) \cdot 10^{-3}$ м (суцільні криві) від погонної енергії зварювання [9]

їх наплавлення матеріали з різними механічними властивостями, створюючи своєрідні бар'єри, які сприяють гальмуванню розвитку тріщин або їх повній зупинці у зв'язку з необхідністю додаткових витрат енергії на подолання границі між шарами. Так, при дослідженні впливу наплавлення на опір втоми біметалу бронза-сталь встановлено, що границя сплавлення двох різнорідних матеріалів відіграє роль бар'єру для росту тріщини, яка зародилась на поверхні [2].

Деякі дослідники [5, 14, 17, 18] пропонують чергувати високоміцні та пластичні шари (рис. 4), що, на їхню думку, може зупиняти тріщини, орієнтовані перпендикулярно до границі шарів. Так, за даними [14], композиція, що складається з 3-х шарів (20X6ГМФС+12ГС+20X6ГМФС), послідовно наплавлених один на інший, має вищу тріщиностійкість, ніж однорідний тришаровий метал типу 20X6ГМФС.

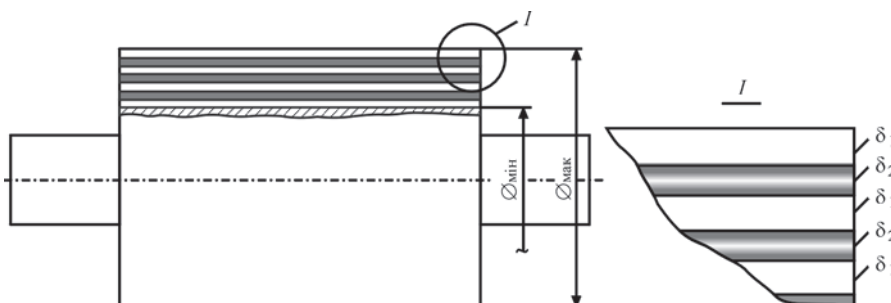


Рис. 4. Конструкція багатшарового наплавленого металу валка, виконана почергово матеріалами з меншим (δ_1) і більшим (δ_2) модулями пружності [5]

Дослідження в цьому напрямку, які були проведені в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України [2, 19–29], підтвердили, що підвищення втомної довговічності наплавлених деталей може досягатися за рахунок раціонального вибору та оптимізації хімічного складу матеріалів для наплавлення, розробки оптимальної конструкції наплавлених шарів, використання технології наплавлення проміжних шарів із високими пластичними характеристиками.

Так, зокрема, у результаті втомних випробувань наплавлених зразків без і з підшаром із високими пластичними характеристиками було встановлено, що втомна довговічність зразків із підшаром була на 40 % вище, ніж у зразків без підшару [19, 20, 23].

Виявлено, що циклічна довговічність зразків сталі 40X, наплавлених порошковим дротом ПП-Нп-25X5ФМС з підшаром, наплавленим суцільним дротом Св-08А, з максимальними напруженнями стиску від нульового циклу 600 МПа перевищує $2 \cdot 10^6$ циклів змін напружень. У результаті досліджень кінетики втомного руйнування цих зразків встановлено, що магістральна тріщина переважно розвивається по границі сплавлення окремих валиків. Тріщин втоми, паралельних магістральній, на відміну від зразків, наплавлених без підшару, не виявлено. Після проходження тріщиною зносостійкого наплавленого шару і підшару руйнування зразків відбувалося по основному металу [19, 20, 23].

У [19] наведено результати визначення коефіцієнту інтенсивності напружень (КІН) для основного металу (сталь 40X), металу підшару, наплавленого суцільним дротом Св-08А, металу зносостійкого шару, наплавленого порошковим дротом ПП-Нп-25X5ФМС. КІН є показником інтенсивності напружень у вершині тріщини, і він характеризує працездатність конкретного металу за наявності тріщин. Встановлено [19], що у зносостійкому наплавленому металі 25X5ФМС втомна тріщина розвивається нестабільно та її швидкість постійно змінювалася в діапазоні значень $10^{-8} \dots 10^{-7}$ м/цикл (КІН 45...60 МПа \sqrt{m}). У металі підшару швидкість росту втомної тріщини підвищується на порядок: до $2 \cdot 10^{-7} \dots 2 \cdot 10^{-6}$ м/цикл в ін-

тервалі КІН 60...100 МПа $\sqrt{м}$. В основному метали сталі 40Х, тріщина стабільно розвивалась із постійно зростаючою швидкістю $6 \cdot 10^{-7} \dots 7 \cdot 10^{-6}$ м/цикл до руйнування зразка при КІН 140...180 МПа $\sqrt{м}$.

У результаті аналізу мікроструктури зразків також було встановлено, що дрібний розмір зерен структури та більш рівномірний розподіл легуючих елементів у зразку, наплавленому з підшаром типу низьковуглецевої сталі 08кп, у порівнянні з іншими зразками, а також його високі пластичні властивості позитивно впливають на стійкість до утворення втомних тріщин. І це пояснює збільшення втомної довговічності зразків з підшаром із низьковуглецевої сталі у 2,4...3,0 рази у порівнянні з іншими зразками [19, 20, 23].

Порівняльний фрактографічний аналіз зламів багат шарових зразків показав, що зразки, наплавлені з підшаром типу низьковуглецевої сталі 08кп і зносостійким робочим шаром типу сталі 25Х5МФС, які мають досить однорідний волокнистий тип зламу на ділянках наплавленого та основного металу, забезпечують найкращі показники втомної довговічності. Злами багат шарових зразків, наплавлених з підшаром низьколегованої сталі типу 12Х1МФ та зносостійким робочим шаром типу сталі 25Х5МФС, мають переважно кристалічний характер і високу неоднорідність поверхні зламів на ділянці наплавленого металу, де присутня велика кількість виділень стовпчастої форми кристалічного типу, пов'язаної з перерозподілом вуглецю та хрому. Такий характер зламів веде до зниження втомної довговічності багат шарових наплавлених зразків [19, 20, 23, 29].

Авторами були досліджені можливості ремонтного (відновлювального) наплавлення зразків із втомними тріщинами [2]. Встановлено, що циклічна довговічність зразків сталі 40Х з наплавленим зносостійким шаром без або з підшаром ста-

лі 08кп після відновлювального ремонту складає 31...56 % від довговічності бездефектних зразків після виготовного наплавлення (рис. 5).

Доведено, що проводити ремонт багат шарових наплавлених деталей після тривалої експлуатації, тобто після напрацювання кількості циклів, близької до довговічності при виготовному наплавленні, не є ефективним, оскільки це не забезпечує суттєвого збільшення довговічності після ремонту через високий рівень накопичених втомних пошкоджень у зносостійкому наплавленому металі на відстані від місця ремонту.

Висновки

1. Аналіз літературних даних показує, що одними із найпоширеніших методів підвищення втомної довговічності наплавлених деталей є поверхневе зміцнення, термічна обробка та зменшення погонної енергії наплавлення, у результаті проведення яких зменшуються залишкові напруження розтягу або створюються напруження стиску, які сприяють підвищенню втомної тріщиностійкості наплавленого металу.

2. Підвищення втомної довговічності наплавлених деталей можна досягти за рахунок раціонального вибору та оптимізації хімічного складу матеріалів для наплавлення, розробки оптимальної конструкції наплавлених шарів, використання технології наплавлення проміжних шарів із високими пластичними характеристиками.

3. Показано, що проводити ремонт багат шарових наплавлених деталей після тривалої експлуатації, тобто після напрацювання кількості циклів, близької до довговічності при виготовному наплавленні, не є ефективним, оскільки це не призводить до суттєвого збільшення довговічності після ремонту внаслідок високого рівня накопичених втомних пошкоджень у зносостійкому наплавленому металі на відстані від місця ремонту.

Список літератури

1. Ryabtsev, I., Fomichov, S., Kuznetsov, V. et al. (2023) *Surfacing and additive technologies in welded fabrication*. Springer Nature Switzerland AG. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-031-34390-2>
2. Рябцев И.А., Сенченков И.К., Турык Э.В. (2015) *Наплавка. Материалы, технологии, математическое моделирование*. Гливице, Польша.
3. Czuchryj, J. (1991) Effects of arc surfacing on the fatigue strength of shafts. *Welding International*, 5(11), 867–870. DOI: <https://doi.org/10.1080/09507119109446804>
4. Gulakov, S.V., Chigarev, V.V., Ivanov, V.P. et al. (2004) Improvement of technology for hardfacing of metallurgical equipment components. *The Paton Welding J.*, 10, 48-51.
5. Иванов В.П., Степнова Ю.А. (2015) Совершенствование технологии наплавки габаритных валков горячей прокатки гетерогенным рабочим слоем. *Вісник ПДТУ. Серія: Технічні науки*, 31, 98–105. DOI: <https://doi.org/10.31498/2225-6733.31.2015.71147>

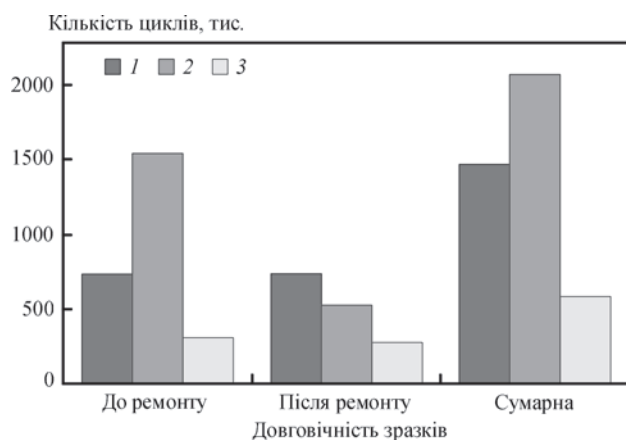


Рис. 5. Довговічність наплавлених зразків до та після ремонту: 1 – наплавлення дротом ПП-Нп-25Х5ФМС без підшару; 2 – те ж, з підшаром 08кп; 3 – те ж, з підшаром 12Х1МФ [2]

6. Dudnikov, A., Dudnikov, I., Kelemesh, A., Gorbenko, O. (2019) Improving the technology of part machining by surface plastic deformation. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, **6**, **1**, 26–32. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2019.183541>
7. Makhnenko, V.I., Shekera, V.M., Kravtsov, T.G., Sevryukov, V.V. (2001) Effect of subsequent mechanical treatment on redistribution of residual stresses in surfaced shafts. *The Paton Welding J.*, **7**, 2–5.
8. Zakharova, I. (2024) Welding processes in the restoration of industrial and energy facilities. *Machinery & Energetics*, **15**(1), 56–64. DOI: <https://doi.org/10.31548/machinery/1.2024.56>
9. Chigaryov, V.V., Shchetinina, V.I., Shchetinin, S.V. et al. (2009) Increase of crack resistance of shrouded traveling rolls in high-speed hardfacing. *The Paton Welding J.*, **1**, 22–25.
10. Shchetinin, S.V. (2016) Improvement of crack resistance of banded supporting rolls at high-speed surfacing with low heat input. *The Paton Welding J.*, **8**, 10–14. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.08.03>
11. Крюкович М.Г., Ключков Н.П., Савельева А.С. (2014) Пути повышения долговечности деталей, восстановленных методами наплавки. *Новые материалы и технологии в машиностроении*, **20**, 45–50.
12. Brodovoj, V.A., Gushcha, O.I., Kuzmenko, A.Z., Mikheev, P.P. (2001) Interaction of residual stresses in the zones of stress concentrators and fatigue cracks. *The Paton Welding J.*, **9**, 42–43.
13. Gopkalo, A.P., Klipachevsky, V.V. (2015) Effect of surfacing on stress-strain state of rollers of machines for continuous casting of billets. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 140–141. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.06.31>
14. Brodovoj, V.A., Mikheev, P.P., Knysh, V.V. et al. (2003) Effectiveness of fatigue crack retardation by the field of compressive residual stresses. *The Paton Welding J.*, **8**, 49–50.
15. Самогугин С.С., Лещинский Л.К., Мазур В.А., Самогугина Ю.С. (2013) *Инструментальные материалы: свойства и упрочнение*. Мариуполь, ПГТУ.
16. Лещинский Л.К., Самогугин С.С. (2005) *Слоистые наплавленные и упрочненные композиции*. Мариуполь, Новый мир.
17. Домбровский Ф.С., Лещинский Л.К. (1995) *Работоспособность наплавленных роликов машин непрерывного литья заготовок*. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона.
18. Korotkov, V.A., Chubelov, V.A. (2000) Depositing contact-loaded surfaces with alternating hard and soft sections. *Welding International*, **14**(9), 722–724. DOI: <https://doi.org/10.15407/10.1080/09507110009549257>
19. Рябцев И.О., Книш В.В., Бабінець А.А., Соловей С.О. (2022) *Втомна довговічність наплавлених деталей*. Київ, Інтерсервіс.
20. Ryabtsev, I.A., Babinets, A.A., Ryabtsev, I.I. (2016) Fatigue life of multilayer hard-faced specimens. *Welding International*, **30**(4), 305–309. DOI: <https://doi.org/10.1080/01431161.2015.1058004>
21. Рябцев И.А., Сенченков И.К. (2013) *Теория и практика наплавочных работ*. Киев, Екотехнологія.
22. Senchenkov, I.K., Chervinko, O.P., Ryabtsev, I.A. (2015) Calculation of fatigue life of cylindrical parts at multilayer surfacing and service cyclic thermo-mechanical loading. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 134–139. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.06.30>
23. Senchenkov, I.K., Chervinko, O.P., Ryabtsev, I.A., Babinets, A.A. (2014) Determination of the service life of hardfaced components under thermal and cyclic loading. *Welding International*, **28**, **1**, 80–84. DOI: <https://doi.org/10.1080/09507116.2013.796661>
24. Babinets, A.A., Ryabtsev, I.A., Kondratiev, I.A. et al. (2014) Investigation of thermal resistance of deposited metal designed for restoration of mill rolls. *The Paton Welding J.*, **5**, 16–20. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2014.05.03>
25. Barvinko, A.Yu., Knysh, V.V., Barvinko, Yu.P., Yashnik, A.N. (2012) Development of surface crack-like defect in welded joints of 06GB-390 steel at cyclic loading. *The Paton Welding J.*, **5**, 40–42.
26. Книш В.В., Соловей С.О. (2013) Підвищення опору втомі зварних з'єднань з накопиченими втомними пошкодженнями. *Вісник ТНТУ*, **3**, 189–197.
27. Книш В.В. (2014) Метод розрахункової оцінки циклічної тріщиностійкості елементів металоконструкцій з урахуванням впливу остаточних зварювальних напружень. *Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій: зб. під ред. Й.Й. Лущка*, Львів, Вип. **10**, 239–250.
28. Knysh, V.V., Solovej, S.A., Nyrkova, L.I. et al. (2016) Improvement of cyclic fatigue life of tee welded joints by high-frequency mechanical peening under the conditions of higher humidity and temperature. *The Paton Welding J.*, **3**, 19–24. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.03.02>
29. Ryabtsev, I.O., Babinets, A.A., Student, O.Z. et al. (2022) Substantiation of the choice of materials for surfacing based on the fractographic analysis of fatigue fractures. *Materials Science*, **58**(1), 126–134. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-022-00640-8>

References

1. Ryabtsev, I., Fomichov, S., Kuznetsov, V. et al. (2023) *Surfacing and additive technologies in welded fabrication*. Springer Nature Switzerland AG. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-031-34390-2>
2. Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K., Turyk, E.V. (2025) *Surfacing. Materials, technologies, mathematical modeling*. Gliwice, Poland.
3. Czuchryj, J. (1991) Effects of arc surfacing on the fatigue strength of shafts. *Welding Intern.*, **5**(11), 867–870. DOI: <https://doi.org/10.1080/09507119109446804>
4. Gulakov, S.V., Chigarev, V.V., Ivanov, V.P. et al. (2004) Improvement of technology for hardfacing of metallurgical equipment components. *The Paton Welding J.*, **10**, 48–51.
5. Ivanov, V.P., Stepnova, Yu.A. (2015) Improvement of technology for hardfacing of standard hot rolls by heterogeneous working layer. *Visnyk PDTU. Seriya: Tekhnichni Nauky*, **31**, 98–105. DOI: <https://doi.org/10.31498/2225-6733.31.2015.71147>
6. Dudnikov, A., Dudnikov, I., Kelemesh, A., Gorbenko, O. (2019) Improving the technology of part machining by surface plastic deformation. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, **6**, **1**, 26–32. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2019.183541>
7. Makhnenko, V.I., Shekera, V.M., Kravtsov, T.G., Sevryukov, V.V. (2001) Effect of subsequent mechanical treatment on redistribution of residual stresses in surfaced shafts. *The Paton Welding J.*, **7**, 2–5.
8. Zakharova, I. (2024) Welding processes in the restoration of industrial and energy facilities. *Machinery & Energetics*, **15**(1), 56–64. DOI: <https://doi.org/10.31548/machinery/1.2024.56>
9. Chigaryov, V.V., Shchetinina, V.I., Shchetinin, S.V. et al. (2009) Increase of crack resistance of shrouded traveling rolls in high-speed hardfacing. *The Paton Welding J.*, **1**, 22–25.
10. Shchetinin, S.V. (2016) Improvement of crack resistance of banded supporting rolls at high-speed surfacing with low heat input. *The Paton Welding J.*, **8**, 10–14. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.08.03>
11. Krukovich, M.G., Klochkov, N.P., Savelieva, A.S. (2014) Ways for improvement of service life of parts restored by surfacing methods. *Novye Materialy i Tekhnologii v Mashinostroenii*, **20**, 45–50.
12. Brodovoj, V.A., Gushcha, O.I., Kuzmenko, A.Z., Mikheev, P.P. (2001) Interaction of residual stresses in the zones of stress concentrators and fatigue cracks. *The Paton Welding J.*, **9**, 42–43.
13. Gopkalo, A.P., Klipachevsky, V.V. (2015) Effect of surfacing on stress-strain state of rollers of machines for continuous casting of billets. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 140–141. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.06.31>
14. Brodovoj, V.A., Mikheev, P.P., Knysh, V.V. et al. (2003) Effectiveness of fatigue crack retardation by the field of compressive residual stresses. *The Paton Welding J.*, **8**, 49–50.

15. Samotugin, S.S., Leshchinsky, L.K., Mazur, V.A., Samotugina, Yu.S. (2013) *Tool materials: properties and hardening*. Mariupol, PGTU.
16. Leshchinsky, L.K., Samotugin, S.S. (2005) *Lamellar surfaced and hardened compositions*. Mariupol, Novyi Mir.
17. Dombrovsky, F.S., Leshchinsky, L.K. (1995) *Serviceability of surfaced rolls of billet continuous casting machines*. Kyiv, PVI.
18. Korotkov, V.A., Chubelov, V.A. (2000) Depositing contact-loaded surfaces with alternating hard and soft sections. *Welding Intern.*, 14(9), 722–724. DOI: <https://doi.org/10.15407/10.1080/09507110009549257>
19. Ryabtsev, I.O., Knysh, V.V., Babinets, A.A., Solovej, S.O. (2022) *Fatigue life of surfaced parts*. Kyiv, Interservice.
20. Ryabtsev, I.A., Babinets, A.A., Ryabtsev, I.I. (2016) Fatigue life of multilayer hard-faced specimens. *Welding Intern.*, 30(4), 305–309. DOI: <https://doi.org/10.1080/01431161.2015.1058004>
21. Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K. (2013) *Theory and practice of surfacing works*. Kyiv, Ekotekhnologiya.
22. Senchenkov, I.K., Chervinko, O.P., Ryabtsev, I.A. (2015) Calculation of fatigue life of cylindrical parts at multilayer surfacing and service cyclic thermo-mechanical loading. *The Paton Welding J.*, 5-6, 134–139. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.06.30>
23. Senchenkov, I.K., Chervinko, O.P., Ryabtsev, I.A., Babinets, A.A. (2014) Determination of the service life of hard-faced components under thermal and cyclic loading. *Welding Intern.*, 28, 1, 80–84. DOI: <https://doi.org/10.1080/09507116.2013.796661>
24. Babinets, A.A., Ryabtsev, I.A., Kondratiev, I.A. et al. (2014) Investigation of thermal resistance of deposited metal designed for restoration of mill rolls. *The Paton Welding J.*, 5, 16–20. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2014.05.03>
25. Barvinko, A.Yu., Knysh, V.V., Barvinko, Yu.P., Yashnik, A.N. (2012) Development of surface crack-like defect in welded joints of 06GB-390 steel at cyclic loading. *The Paton Welding J.*, 5, 40–42.
26. Knysh, V.V., Solovej, S.O. (2013) Increase in fatigue resistance of welded joints with accumulated fatigue damage. *Visnyk TNTU*, 3, 189–197.
27. Knysh, V.V. (2014) Method of calculation assessment of cyclic crack resistance in metal cyclic elements taking into account the influence of welding residual stresses. In: *Fracture mechanics and physics of construction materials and structures*. Ed. by Y.Y.Luchko. Lviv, Issue 10, 239–250.
28. Knysh, V.V., Solovej, S.A., Nyrkova, L.I. et al. (2016) Improvement of cyclic fatigue life of tee welded joints by high-frequency mechanical peening under the conditions of higher humidity and temperature. *The Paton Welding J.*, 3, 19–24. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.03.02>
29. Ryabtsev, I.O., Babinets, A.A., Student, O.Z. et al. (2022) Substantiation of the choice of materials for surfacing based on the fractographic analysis of fatigue fractures. *Mater. Sci.*, 58(1), 126–134. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-022-00640-8>

METHODS FOR INCREASING FATIGUE LIFE OF DEPOSITED PARTS (Review)

I.O. Ryabtsev, A.A. Babinets, I.I. Ryabtsev, I.P. Lentjugov

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

E-mail: ryabtsev39@gmail.com

A review of literature data on the problem of increasing the fatigue life of welded parts operated under the simultaneous action of various types of wear and cyclic mechanical loads is presented. It is shown that an increase in the fatigue life of deposited parts can be achieved by rational selection and optimisation of the chemical composition of surfacing materials, development of the optimal design of deposited layers and use of the technology of sequential surfacing of hard wear-resistant layers and intermediate layers with high ductile characteristics. Ref. 29, Fig. 5.

Keywords: arc surfacing, multilayer surfacing, repair surfacing, ductile sublayer, fatigue life, fatigue cracks, stress intensity factor

Отримано 27.11.2024

Отримано у переглянutoму вигляді 12.02.2025

Прийнято 24.03.2025



ШКІДЛИВІ ТА НЕБЕЗПЕЧНІ ФАКТОРИ ЗВАРЮВАЛЬНИХ ПРОЦЕСІВ

О.Г. Левченко

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, Берестейський проспект, 37. E-mail: levchenko.opcb@ukr.net

Наведено результати аналізу шкідливих і небезпечних виробничих факторів, що виникають під час застосування різних способів зварювання та споріднених процесів, їх впливу на організм зварників та професійні захворювання. З'ясовано причини виникнення цих факторів як теоретичних основ охорони праці у зварюванні. Показано, що ступінь ризику їх небезпечного впливу на організм зварників визначається способом зварювання чи іншого спорідненого процесу, видом та складом зварювального матеріалу, режимом зварювання тощо. Наведено перелік шкідливих і небезпечних факторів відомих способів зварювання та інших споріднених процесів, характеристики типових професійних захворювань зварників, що виникають при їх застосуванні, а також класифікацію шкідливих і небезпечних факторів за природою їх дії на організм людини (хімічні, фізичні, психофізіологічні), що визначають їх негативний вплив на організм людини та потребують застосування відповідних високоєфективних заходів і засобів захисту працюючих. Показано, що для цього доцільно продовжувати дослідження відомих і нових способів зварювання та інших термічних технологій обробки металів щодо виявлення характерних для них шкідливих і небезпечних виробничих факторів з метою їх мінімізації або усунення. Бібліогр. 17, табл. 1.

Ключові слова: електричне зварювання, споріднені процеси, шкідливі та небезпечні фактори, професійні захворювання, заходи захисту

Вступ. Негативною особливістю умов праці зварників є наявність низки характерних шкідливих і небезпечних виробничих факторів (ШНВФ) як невід'ємного наслідку зварювального процесу [1]. Характер розвитку та тяжкість перебігу професійних захворювань зварників, викликаних ШНВФ, залежать від інтенсивності цих факторів і наявності на робочих місцях зварників необхідних засобів колективного та індивідуального захисту.

Причини виникнення шкідливих та небезпечних факторів під час дугового зварювання. Правильний вибір необхідних заходів та засобів захисту зварників починається зі з'ясування причин виникнення цих факторів як основи теорії охорони праці у зварюванні. Тому стає зрозумілим, що створення такої теорії доцільно почати з теорії зварювальних процесів, яка в першу чергу розглядає розподіл енергії зварювальної дуги, що витрачається на розплавлення зварюваного металу

$$\eta = Q_{\text{кор}} / Q_{\text{заг.}} \quad (1)$$

де η – коефіцієнт корисної дії; $Q_{\text{кор}}$ і $Q_{\text{заг.}}$ – корисна та загальна енергія зварювальної дуги відповідно.

Як відомо, загальна енергія дуги не повністю витрачається на зварювання (плавлення) металу $Q_{\text{пл}}$, оскільки частково витрачається на електромагнітне та оптичне випромінювання дуги і зварювальної ванни $Q_{\text{випр}}$, випаровування $Q_{\text{випар}}$ та розбризкування $Q_{\text{розб}}$ металу:

$$Q_{\text{заг.}} = Q_{\text{пл}} + Q_{\text{випр}} + Q_{\text{випар}} + Q_{\text{розб.}} \quad (2)$$

Саме з цього положення й починається теорія охорони праці у зварюванні. Вона полягає в тому, що значна частина енергії зварювальної дуги витрачається не на плавлення металу для утворення зварного шва, а йде на створення ШНВФ, що несе певну загрозу для здоров'я зварників і виробничого персоналу.

Сам електричний струм у зварювальному колі, як джерело енергії, також є одним з ШНВФ і може бути небезпечним для зварника. Враховуючи, що на нього діють ще й шкідливі фактори виробничого середовища (склад повітря, мікроклімат, шум тощо), особливості устаткування робочого місця та зварювального обладнання, а також психофізіологічні фактори в організації праці, отримуємо повний комплекс ШНВФ (див. таблицю), які і є причинами професійних захворювань і нещасних випадків.

Професійні захворювання зварників. Захворювання, викликане дією на працюючого шкідливих умов праці, класифікується як професійне захворювання [2]. Професійне отруєння також відноситься до професійних захворювань. Явище, яке характеризується сукупністю професійних захворювань, називають професійною захворюваністю. У деяких випадках вплив шкідливих факторів виробничого середовища призводить до виникнення виробничо обумовленої захворюваності. Ризик виникнення професійної захворюваності в різних галузях промислового виробництва, де у великих об'ємах застосовується електродугове

зварювання, значно більший, ніж в інших галузях промисловості.

Несприятливу дію шкідливих факторів виробничого середовища на здоров'я працівників і викликані ними професійні захворювання у зварювальному виробництві можна розділити на три основні групи:

- захворювання, викликані дією хімічних факторів;
- захворювання під дією фізичного навантаження, а також одноманітних і часто повторювальних рухів, вимушеної пози;
- захворювання, викликані фізичними факторами (нагрівання чи охолодження, мікроклімат, шум, ультрафіолетове та інфрачервоне випромінювання).

Хімічна дія. Наявність зазначених у таблиці ШНВФ є головною причиною виникнення професійних захворювань зварників. Серед них найбільшу загрозу для здоров'я зварників становить зварювальний аерозоль (ЗА) [3–7], від якого до цього часу зварник захищений дуже слабо. Вплив ЗА на організм призводить до бронхо-легеневих захворювань зварників. Це – пневмоконіоз, що виявився

у зварників, які відпрацювали у зварювальних цехах більше 15 років, і хронічний бронхіт, що виникає вже через 5 років праці за професією зварника [2]. У разі виконання зварювальних робіт у недовступних для вентиляції замкнених просторах період розвитку пневмоконіозу скорочується до 5 років. Крім того, є дані, які свідчать про те, що вплив канцерогенних речовин шестивалентного хрому та нікелю у складі ЗА на органи дихання може підвищувати ризик розвитку онкологічних захворювань (рак).

До професійних захворювань зварників відноситься також інтоксикація (отруєння) марганцем, що характеризується ураженням центральної нервової системи. Наявність у повітрі високих концентрацій монооксиду вуглецю може бути причиною як гострого, так і хронічного отруєння. Вплив оксидів азоту в закритих приміщеннях може проявлятися розвитком набряку легенів. Підвищений вміст твердих і газоподібних сполук фтору в ЗА призводить до ураження слизової оболонки верхніх дихальних шляхів, бронхів, розвитку бронхопневмонії. Озон у малих кількостях має подразню-

Шкідливі та небезпечні виробничі фактори, що виникають під час зварювання та споріднених процесів

Види процесів	Шкідливі виробничі фактори										Небезпечні виробничі фактори			
	Шкідливі речовини	Випромінювання в оптичному діапазоні			Електромагнітні поля	Магнітні поля	Іонізуючі випромінювання	Шум	Ультразвук	Статичне навантаження на руку	Електричний струм	Іскри, бризки і викиди розплавленого металу	Механізми і виробни, що рухаються	Системи, які знаходяться під тиском, що не дорівнює атмосферному
		Ультрафіолетове	Видиме	Інфрачервоне										
Ручне дугове зварювання покритими електродами	xx	xx	xx	xx	-	-	-	x	-	x	xx	xx	x	-
Зварювання під флюсом:														
– напівавтоматичне	xx	-	-	x	-	-	-	x	-	x	xx	-	xx	-
– автоматичне	xx	-	-	x	-	-	-	x	-	-	xx	-	xx	-
Дугове зварювання в захисних газах:														
– напівавтоматичне	xx	xx	xx	xx	-	-	-	x	-	xx	xx	xx	xx	xx
– автоматичне	xx	xx	xx	xx	-	-	-	x	-	-	xx	xx	xx	xx
Електрошлакове зварювання	xx	x	x	xx	-	-	-	x	-	-	xx	x	xx	-
Контактне зварювання (точкове, рельєфне, шовне та ін.)	xx	-	-	x	x	x	-	x	-	x	xx	x	xx	x
Контактне стикове зварювання оплавленням	xx	-	-	x	x	x	-	x	-	x	xx	x	xx	x
Електронно-променеве зварювання	x	xx	xx	-	-	-	xx	x	-	-	xx	-	x	x
Зварювання тертям	-	-	-	-	-	-	-	x	-	-	xx	xx	xx	-
Дифузійне зварювання	-	-	-	-	xx	-	-	x	xx	-	xx	-	xx	x
Ультразвукове зварювання	x	-	-	-	-	-	-	xx	xx	-	x	-	x	-
Зварювання струмами підвищеної частоти	-	-	-	-	xx	-	-	-	-	-	xx	-	x	-
Газове зварювання	x	xx	xx	xx	-	-	-	x	-	x	x	xx	x	xx
Плазмове зварювання	xx	x	xx	xx	-	-	x	x	x	-	xx	xx	x	xx
Кисневе, киснево-флюсове різання	xx	x	-	xx	-	-	-	xx	x	x	x	xx	x	xx
Плазмове різання	xx	x	-	xx	-	-	x	xx	xx	xx	xx	xx	x	xx
Лазерне зварювання і різання	x	x	-	xx	-	-	-	-	-	-	xx	-	x	xx
Наплавлення	xx	x	-	x	-	-	-	-	-	x	xx	x	x	x
Пайка	xx	-	-	-	-	-	-	-	-	-	xx	-	-	-
Напилення	xx	xx	-	x	-	-	-	-	-	-	xx	xx	x	-

Примітки: xx – інтенсивний фактор; x – помірний фактор; (-) – незначний фактор чи його відсутність.

вальну дію, а у великих – руйнівну дію на верхні дихальні шляхи. До неспецифічних захворювань, причиною яких є ЗА, відносяться функціональні порушення центральної нервової та серцево-судинної систем, алергічні захворювання, статеві ускладнення і багато інших.

Разом з тим, повітря виробничих приміщень зварювальних цехів характеризуються підвищеним рівнем іонізації [7]. Так, на складально-зварювальній дільниці металообробних цехів під час ручного дугового зварювання покритими електродами та напівавтоматичного у вуглекислому газі концентрація важких позитивних іонів може досягати $4,5 \cdot 10^4$, а негативних – $3,5 \cdot 10^4$ (фонові значення за відсутності процесу зварювання становлять $1,2 \cdot 10^3$ і $1,0 \cdot 10^3$ відповідно). Такі дані про концентрації іонів безпосередньо в зоні дихання зварника свідчать про те, що за цим небезпечним та шкідливим виробничим фактором умови праці зварників значно гірші у порівнянні з іншими професіями.

Дослідження медико-біологічної дії іонів на організм людини та нормативні вимоги щодо визначення сприятливого іонного складу в повітряному середовищі дають можливість дотримуватись необхідних концентрацій іонів у приміщенні шляхом використання сучасних технічних засобів (штучної іонізації, вентиляції, кондиціонування).

Показники стану повітряного середовища в приміщеннях зі штучною іонізацією повинні відповідати вимогам нормативів «Гігієнічні регламенти хімічних речовин у повітрі робочої зони» № 1596 від 14.07.2020 р. При цьому повинні бути дотримані гранично допустимі концентрації таких газів, як озон та оксиди азоту, що утворюються в повітрі робочої зони під час зварювання й несуть на собі електричний заряд.

Фізична дія. Застосування електричного обладнання для зварювання стало причиною виникнення на робочих місцях електромагнітного випромінювання в широкому діапазоні частот, зокрема більшість способів контактного зварювання характеризуються підвищеними рівнями магнітних полів [8–10].

Усі різновиди зварювання металів відкритою дугою, за винятком зварювання під флюсом, є джерелом видимого випромінювання, ультрафіолетових (УФ) променів, іскор і бризок розплавленого металу та шлаку. Більшість цих процесів супроводжуються інфрачервоним (ІЧ) випромінюванням зварювальної дуги та нагрітого основного металу.

Горіння зварювальної дуги супроводжується випромінюванням яскравих світлових, невидимих

ультрафіолетових і теплових інфрачервоних променів. З підсиленням сили струму спектральний склад променів не змінюється, проте інтенсивність випромінювання зростає. Так, у [11] встановлено, що на робочому місці ручного дугового зварювання покритими електродами інтенсивність УФ випромінювання короткохвильового діапазону (УФ-С) перевищує гранично допустиму норму до 5000 разів, а мінімальна відстань від зварювальної дуги для безпечного перебування працівників без засобів індивідуального захисту за умови прямої видимості місця зварювання становить 65 м.

Видимі світлові промені осліплюють очі, оскільки яскравість цих променів у 10000 разів перевищує природну. Невидимі ультрафіолетові промені навіть під час короткочасної дії на очі викликають хворобу, яка називається електрофтальмією. Переважно хвороба проявляється через кілька годин після того, як робітник подивиться незахищеними очима на зварювальну дугу. Ознаками цієї хвороби є різь в очах, спазми повік, почервоніння слизової оболонки повіки. У залежності від тяжкості захворювання хвороба триває від однієї до кількох діб. Ультрафіолетові промені впливають не лише на очі, але й на відкриті ділянки шкіри, викликаючи опіки, подібні до сонячних [12–16].

Під час застосування різних способів зварювання на випромінювання в УФ діапазоні спектра припадає близько 40 % від інтегральної інтенсивності променистого потоку. Зі збільшенням сили зварювального струму та напруги дуги інтенсивність УФ складової випромінювання оптичного діапазону підвищується. Спектр випромінювання зміщується в бік коротких хвиль. Склад покриття електродів і матеріал присадок також впливають на інтенсивність і спектр УФ випромінювання. Найсильніший вплив на величину УФ радіації виявляє склад захисного газу. Зі збільшенням вмісту аргону в захисній газовій суміші інтенсивність УФ випромінювання підвищується. Введення в захисне середовище вуглецевого газу та гелію викликають зміщення спектра випромінювання в бік коротких хвиль. Зі збільшенням відстані від дуги інтенсивність УФ радіації знижується. Опромінення тіла зварника залежить від відбивних і пропускних характеристик спецодягу. Вплив УФ випромінювання на незахищені очі може призвести до електрофтальмії, пониженню зору, кон'юнктивіту та інших захворювань.

Зварювальний процес є одним з потужних виробничих джерел інфрачервоного випромінювання. Його впливу підлягають не тільки безпосередньо зварники, але й робочі інших професій,

що знаходяться поблизу [2]. ІЧ випромінювання під час зварювання виробів з підігрівом, зокрема деталей великих розмірів, є фактором, що формує умови мікроклімату у виробничих приміщеннях. У залежності від сили зварювального струму, температури дуги та зварювальної ванни, ступеня підігрівання та інших умов випромінювання має місце різний спектральний склад і охоплює діапазон 0,76...10 мкм і більше. Інтенсивність опромінення робочих місць коливається в межах 100...2450 Вт/м². Інтенсивність ІЧ випромінювання залежить від режимів зварювання, потужності дуги та зростає від 350...400 Вт/м² при зварюванні покритими електродами на режимах 150...200 А до 1200...1500 Вт/м² при зварюванні кольорових металів в інертних газах, а також при зварюванні попередньо нагрітих конструкцій.

Опіки можуть бути викликані й інфрачервоними променями. Як наслідок тривалого впливу цих променів на очі (протягом 10–20 років) відбувається помутніння кришталика, що сприяє виникненню катаракти.

Можуть також бути термічні опіки, що є наслідком потрапляння на тіло бризок розплавленого металу. Особливо небезпечно при цьому електрошлакове зварювання, оскільки поверхня зварювальної ванни відкрита та нагріта до високих температур. Якщо у шлакову ванну потрапляє хоча б невелика кількість вологи, то може статися виплиск гарячого металу. Крім того, під час охолодження гарячий затверділий шлак може відлетіти від шва. Опіки краплями металу відбуваються також під час заміни електродів, очищення їх від нагару та бризок.

Негативний вплив на здоров'я зварників чинить також переохолодження організму під час виконання будівельно-монтажних робіт у холодний період року.

Рівень шуму, що створюється зварювальною дугою, залежить від режиму зварювання. Так, під час механізованого зварювання у вуглекислому газі при зміні сили струму з 200 до 450 А рівень шуму зростає з 86 до 97 дБА, а при зварюванні в аргоні ще більше, тобто на окремих режимах перевищує норму [17]. Взагалі рівень шуму при застосуванні переважної більшості способів зварювання незначно перевищує допустимі значення і, завдяки екрануванню засобами індивідуального захисту, зокрема маскою зварника, та захисту відстанню для допоміжного персоналу, негативний вплив на робітників не спостерігається та використання заходів і засобів захисту від шуму недоцільне. Проте це не стосується ультразвукового зварювання, кисневого та плазмового різання та напилення металів (див. таблицю), коли рі-

вень шуму перевищує нормативне значення. Так, під час плазмового різання та зварювання металів на робітників може впливати виробничий шум, що виникає внаслідок проходження плазми з великою швидкістю через сопло плазмотрона. При цьому інтенсивність звукового та ультразвукового тиску може сягати 120...130 дБА. Разом з тим, крім шуму, створеного дугою та зварювальним обладнанням, на працюючих можуть впливати інші джерела шуму, що створюються роботою технологічного обладнання.

Психофізіологічна дія. Психофізіологічна дія на зварника проявляється у вигляді фізичних і нервово-психічних перевантажень [2]. Фізичні перевантаження викликають у людини статичні та динамічні перенапруження, що залежать від маси зварювального інструменту, гнучкості шлангів і дротів, тривалості безперервної роботи, підтримання робочої пози. У результаті статичного перенапруження може виникати захворювання нервово-м'язового апарату плечового пояса. Нервово-психічні перевантаження призводять до перенапруження зорових аналізаторів і виникнення нервово-емоційного перенапруження у зварників. Ці перевантаження залежать від напруги зору, викликаній безперервністю спостереження за не досить контрастними елементами зони зварювання невеликих розмірів (зварювальна ванна; зазор у стику; глибина кратера; шов, що твердне тощо), відповідальності за високу якість зварних з'єднань і складності роботи. Перенапруження зорових аналізаторів може призвести до втоми і, як наслідок, до порушення скорочувальної функції м'язів очей. Нервово-емоційне перенапруження може порушити функціональний стан серцево-судинної та центральної нервової систем: підвищення артеріального тиску, зміна латентного (прихованого) періоду рухово-моторної реакції.

В останні роки спостерігається підвищення рівня захворювань нервово-мозкового апарату у зв'язку з використанням одноманітних, часто повторювальних рухів і фізичного навантаження. Ці захворювання реєструються на ділянках, де неповністю впроваджена автоматизація та механізація, на ділянках ручного зварювання.

Залежно від способу зварювання чи іншої спорідненої технології у кожному виробничому середовищі на організм людини одночасно можуть діяти декілька шкідливих факторів, які можуть накладатись один на другий, підсилюючи шкідливу дію на здоров'я людини.

Висновки

Практичний досвід та аналіз літературних даних показує, що всі відомі способи зварювання та

споріднені процеси під час їх застосування характеризуються наявністю цілої низки шкідливих і небезпечних виробничих факторів хімічної, фізичної та психофізіологічної дії на зварників і допоміжний персонал. Ці фактори визначаються способом зварювання чи спорідненої технології, мають різний негативний вплив на організм людини та потребують застосування відповідних високоефективних заходів і засобів захисту працюючих. Для цього доцільно продовжувати дослідження відомих і нових способів зварювання й інших термічних технологій обробки металів щодо виявлення характерних для них шкідливих і небезпечних виробничих факторів з метою їх мінімізації або усунення.

Список літератури/References

- Murugan, S. Senthil, Sathiya, P. (2024) Analysis of welding hazards from an occupational safety perspective. *Vietnam J. of Science, Technology and Engineering*, 66(3), 63–74. DOI: <https://doi.org/10.31276/VJSTE.2023.0007>
- Kundiev, Yu., Gorban, L. (1986) Some approaches to the establishment of permissible levels of welding aerosol in the air. In: *Conf. on health hazards and biological effects of welding and gases, Copenhagen, February 1985*. Ed. R.M. Stern et al. Excerpta Medica, Amsterdam, 583–586.
- Voitkevich, V. (1995) *Welding fumes. Formation, properties and biological effects*. Cambridge, Abington publ.
- (2006) Fumees de soudage: valeurs limites, evaluation des risques, mesures de prevention. Etudes et recherche. Hygiene et securite. *Soudage et techniques connexes*, 7/8, 31–33.
- Tanneberger, J. F.W.G. (2009) Schweißrauch am Arbeitsplatz – Gefahr für die Gesundheit. *Der Praktiker*, 9, 328–330.
- Berlinger, B., Benker, N., Weinbruch, S. et al. (2010) Physicochemical characterization of different welding aerosols. *Anal Bioanal Chemistry*, 399(5), 1773–1780. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00216-010-4185-7>
- Левченко О.Г. (2025) *Зварювальні аерозолі і гази: процеси утворення, методи нейтралізації та засоби захисту*. 2-ге вид., доповн. Київ, Каравела.
- Levchenko, O.G. (2025) *Welding aerosols and gases: Formation processes, neutralisation methods and protective equipment*. 2nd ed., Kyiv, Karavella [in Ukrainian].
- Yamaguchi-Sekino, S., Ojima, J., Sekino, M. et al. (2011) Measuring exposed magnetic fields of welders in working time. *Industrial health*, 49(3), 274–279. DOI: <https://doi.org/10.2486/indhealth.ms1269>
- Modenese, A., Gobba, F. (2021) Occupational exposure to electromagnetic fields and health surveillance according to the European Directive 2013/35/EU. *International J. of Environmental Research and Public Health*, 18(4), 1730. DOI: <https://doi.org/10.3390/ijerph18041730>
- Levchenko, O., Polukarov, Y., Goncharova, O. et al. (2022) Determining patterns in the generation of magnetic fields when using different contact welding techniques. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, 6(10(120)), 46–53. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2022.268699>
- Levchenko, O.G., Malakhov, A.T., Arlamov, A.Yu. (2014) Ultraviolet radiation in manual arc welding using covered electrodes. *The Paton Welding J.*, 6-7, 151–154. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2014.06.33>
- Okuno, T., Ojima, J., Sayto, H. (2001) Ultraviolet radiation emitted by CO₂ arc welding. *Ann. Occup. Hyg.*, 45(7), 597–601. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0003-4878\(01\)00023-0](https://doi.org/10.1016/S0003-4878(01)00023-0)
- Lyon, Terry L. (2002) Knowing the dangers of actinic ultraviolet emissions. *AWS Welding J.*, Dec., 28–30.
- Schwass, D., Wittlich, M., Shmitz, M., Siekmann, H. (2011) *Emission of UV radiation during arc welding*. www.dguv.de/ifa, 1–12.
- Nakasima, H., Utsunomiya, A., Fujii, N., Okuno, T. (2016) Hazard of ultraviolet radiation emitted in gas tungsten arc welding of aluminum alloys. *Industrial Health*, 54, 149–156. DOI: <https://doi.org/10.2486/indhealth.2015-0141>
- Малахов А.Т., Кулешов В.А. (2021) Ультрафіолетове випромінювання при механізованому зварюванні сталі плавким електродом в суміші захисних газів. *Автоматичне зварювання*, 10, 54–57. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2011.10.08>
- Malakhov, A.T., Kuleshov, V.A. (2021) Ultraviolet radiation in consumable electrode mechanized welding of steel in a mixture of shielding gases. *Avtomatychne Zvaryuvannya*, 10, 54–57. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2011.10.08>
- Levchenko, O.G., Kuleshov, V.A., Arlamov, A.Yu. (2015) Noise characteristics during welding in argon-containing shielding gases. *The Paton Welding J.*, 9, 53–55. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.09.09>

HARMFUL AND DANGEROUS FACTORS OF THE WELDING PROCESS

O.G. Levchenko

National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute». 37 Beresteysky Ave., 03056, Kyiv, Ukraine.
E-mail: levchenko.opcb@ukr.net

The results of the analysis of harmful and dangerous production factors that arise during the use of various welding methods and related processes, their impact on the welders' body and occupational diseases are presented. The reasons for the emergence of these factors as theoretical foundations of labour protection in welding are clarified. It is shown that the degree of risk of their dangerous impact on the welders' body is determined by the welding method or other related process, type and composition of the welding material, welding mode, etc. The list of harmful and dangerous factors of the known welding methods and other related processes, the characteristics of typical occupational diseases of welders that arise during their use, as well as the classification of harmful and dangerous factors by the nature of their action on the human body (chemical, physical, psychophysiological), which determine their negative impact on the human body and require the use of appropriate highly effective measures and means of protecting workers, are presented. It is shown that for this purpose it is advisable to continue research of the known and new welding methods and other thermal technologies for metal treatment in order to determine harmful and dangerous production factors characteristic of them in order to minimize or eliminate them. 17 Ref., 1 Tabl.

Keywords: electric welding, related processes, harmful and dangerous factors, occupational diseases, protective measures

Отримано 22.04.2025

Отримано у переглянутому вигляді 30.04.2025

Прийнято 09.05.2025

ЗВАРЮВАЛЬНО-ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЕКОНОМНО-ЛЕГОВАНИХ ПОРОШКОВИХ ДРОТІВ ДЛЯ ЗМІЦНЕННЯ ТА ВІДНОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ ДУГОВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ

С.Ю. Максимов, А.А. Бабінець, І.П. Лентюгов, В.В. Осін

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

Представлено результати порівняльного дослідження зварювально-технологічних властивостей розроблених економнолегованих порошкових дротів (ПД) двох типів: ПД-Нп-50Х2МНCGФ та ПД-Нп-20ХГС. Оцінку виконували за розробленою комплексною методикою, що включає три блоки: візуальну експертизу процесу наплавлення, оцінку характеристик плавлення та визначення стабільності дугового процесу. Для контролю параметрів режиму наплавлення використовували цифровий самописний мультиметр ANENG AN9002. В якості еталону використовували стандартний ПД марки ПП-Нп-25Х5ФМС, розроблений в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. Експериментальний порівняльний аналіз показав, що наплавлення розробленими ПД характеризується високою стабільністю процесу, гарною якістю формування наплавленого металу, відсутністю макродефектів і задовільним відокремленням шлакової кірки. Мікроструктурний аналіз наплавлених шарів підтвердив відсутність в них мікродефектів (пор, тріщин, несплавлень) і чітку лінію сплавлення основного та наплавленого металу. Отримані результати комплексного порівняльного аналізу розроблених економнолегованих ПД показали, що вони мають подібні або покращені зварювально-технологічні характеристики в порівнянні зі стандартним еталонним дротом, що дає змогу розглядати можливість використання розроблених ПД для електродугового наплавлення. Виходячи з призначення розроблених ПД, вони можуть бути використані з метою підвищення зносостійкості та довговічності деталей спеціальної та промислової техніки, що особливо актуально в умовах післявоєнної відбудови України та підвищення її обороноздатності. Бібліогр. 14, табл. 1, рис. 5.

Ключові слова: дугове наплавлення, порошковий дріт, наплавлений метал, зварювально-технологічні властивості, ресурсозбереження

Вступ. В умовах післявоєнної відбудови України та забезпечення обороноздатності критично важливим є впровадження ефективних та економічно обґрунтованих технологій ремонту та відновлення пошкоджених деталей військової техніки та промислового обладнання. Дугове наплавлення порошковими дротами (ПД) є одним із найперспективніших методів, що дозволяє відновлювати та зміцнювати поверхні різноманітних деталей завдяки широким можливостям щодо забезпечення необхідного складу наплавленого металу при мінімальних витратах матеріалів [1–7].

Дугове наплавлення ПД має низку суттєвих переваг [1–7]. По-перше, цей метод дозволяє формувати зносостійкі покриття з необхідною твердістю, міцністю та корозійною стійкістю, що значно продовжує термін служби деталей. По-друге, технологія забезпечує високу продуктивність, оскільки дозволяє проводити наплавлення великих обсягів металу за короткий час при мінімальних втратах матеріалу. По-третє, ПД дають можливість отримати стабільну якість наплавленого металу завдяки рівномірному розподілу легуючих елементів і можливості регулювання їхнього складу.

Однак наявні ПД часто є імпортними та/або не адаптованими до специфічних умов експлуатації деталей спеціальної та промислової техніки, яка використовується в Україні. Окрім того, при розв'язанні задачі з відновлення конкретної деталі необхідно враховувати умови її експлуатації, хімічний склад матеріалу, необхідні властивості, а, отже, часто необхідно розробляти новий ПД, який забезпечить досягнення поставлених задач.

Використання ПД з оптимізованим складом забезпечує ефективне легування наплавленого металу, дозволяючи знизити вміст дефіцитних легуючих елементів без втрати механічних властивостей [8–12]. Це особливо важливо в умовах необхідності скорочення витрат на сировину. Впровадження економнолегованих ПД сприятиме створенню ресурсозберігаючих технологій, зниженню залежності від імпортних матеріалів і підвищенню технологічної автономності оборонної та ремонтної галузі. Таким чином, розробка економнолегованих ПД для дугового наплавлення є актуальним завданням у зв'язку з необхідністю підвищення ефективності ремонту та відновлення деталей, особливо в умовах післявоєнної відбудови України та забезпечення оборонної промисловості.

Максимов С.Ю. – <https://orcid.org/0000-0002-5788-0753>, Бабінець А.А. – <https://orcid.org/0000-0003-4432-8879>,

Лентюгов І.П. – <https://orcid.org/0000-0001-8474-6819>, Осін В.В. – <https://orcid.org/0009-0001-3257-8515>

© С.Ю. Максимов, А.А. Бабінець, І.П. Лентюгов, В.В. Осін, 2025

Основним завданням при розробці нових ПД є визначення їх зварювально-технологічних властивостей, які безпосередньо впливають на стабільність процесу наплавлення, якість і довговічність відновлених деталей. Визначення оптимальних режимів наплавлення для підвищення стабільності та продуктивності процесу, зниження схильності до утворення дефектів, забезпечення високої якості формування наплавленого металу є критично важливими для забезпечення надійності та ефективності відновлення деталей машин і механізмів.

Мета дослідження полягає у визначенні та порівняльному аналізі зварювально-технологічних характеристик розроблених економнолегованих ПД для дугового наплавлення із стандартним ПД-еталоном для оцінки можливості використання розроблених дослідних ПД при зміцненні та відновленні різноманітних деталей для потреб оборонної промисловості та післявоєнної відбудови України.

Матеріали та методики досліджень. Параметри, які стосуються зварювально-технологічних властивостей, залежать від об'єкта дослідження, тому методику їх визначення дослідники обирають або розробляють у кожному конкретному випадку, залежно від поставлених задач. Виходячи з цього, оцінку зварювально-технологічних властивостей виконували за розробленою комплексною експериментальною методикою, яка складається з трьох блоків [13].



Рис. 1. Зовнішній вигляд лабораторної установки для наплавлення: 1 – зварювальний автомат А-1406; 2 – пульт керування; 3 – зварювальний стіл із закріпленням дослідним зразком; 4 – вимірювальний шунт; 5 – цифровий самописний мультиметр ANENG AN9002

До першого блоку входить візуальна експертна оцінка процесу дугового наплавлення та отриманого наплавленого металу. Контрольовані параметри, які входять до даного блоку: характер збудження дуги, якість формування наплавленого металу, наявність видимих дефектів та якість відокремлення шлакової кірки (за умови, що використовується спосіб наплавлення під флюсом або самозахисним ПД).

До другого блоку входить оцінка характеристик плавлення (продуктивності) ПД, яка визначається за коефіцієнтами розплавлення, наплавлення та втрат. Чим вище показники розплавлення та наплавлення та чим менше показник втрат, тим продуктивність наплавлення ПД вище.

До третього блоку входить оцінка стабільності перебігу дугового процесу наплавлення, яку виконували за дисперсністю поточних значень величин струму та напруги на дузі при багаторазовій їх фіксації за розрахованими відповідними коефіцієнтами варіації. Застосування коефіцієнта варіації у якості контрольованого параметра дозволяє усунути вплив масштабу різних вибірок отриманих даних.

Для фіксації параметрів режиму протягом процесу наплавлення використовували цифровий самописний мультиметр ANENG AN9002, оснащений високошвидкісним аналого-цифровим перетворювачем (рис. 1).

В якості основного металу використовували пластини зі сталі Ст.3, а також пластини зі спеціальних сталей 13X11H2B2MФ та SWEBOR ARMOR 560 (35Г2ХС), завтовшки 12 мм. У роботі досліджували розроблені дослідні ПД двох типів:

№ 1 – ПД-Нп-50Х2МНСГФ мікролегований бором (0,01 %), який забезпечує отримання наплавленого металу з високими зносо- та ударостійкістю і твердістю 55...59 HRC. Призначення – для наплавлення броньових листів деталей, які працюють в умовах механічного зношування та локальних ударних навантажень високої інтенсивності;

№ 2 – ПД-Нп-20ХГС, який забезпечує отримання наплавленого металу типу низьковуглецевої низьколегованої сталі з твердістю 30...35 HRC. Призначення – для наплавлення зношених деталей рушійної системи гусеничної спеціальної та військової техніки.

В якості еталона використовували стандартний ПД марки ПП-Нп-25Х5ФМС, виготовле-

Порівняльна оцінка зварювально-технологічних властивостей ПД

Номер	Тип наплавленого металу	Характер збудження дуги	Якість формування наплавленого металу	Наявність дефектів	Якість відокремлення шлакової кірки	Сумарна кількість балів	Коефіцієнти, %				
							розплавлення	наплавлення	втрат	варіації за струмом	варіації за напругою
1	50Х2МНСГФ	2	1	2	1	6	16,2	15,1	6,8	15,2	7,6
2	20ХГС	2	1	2	2	7	15,3	14,4	5,4	14,7	6,2
3	25Х5ФМС	2	1	2	1	6	16,4	15,2	7,3	17,2	8,5

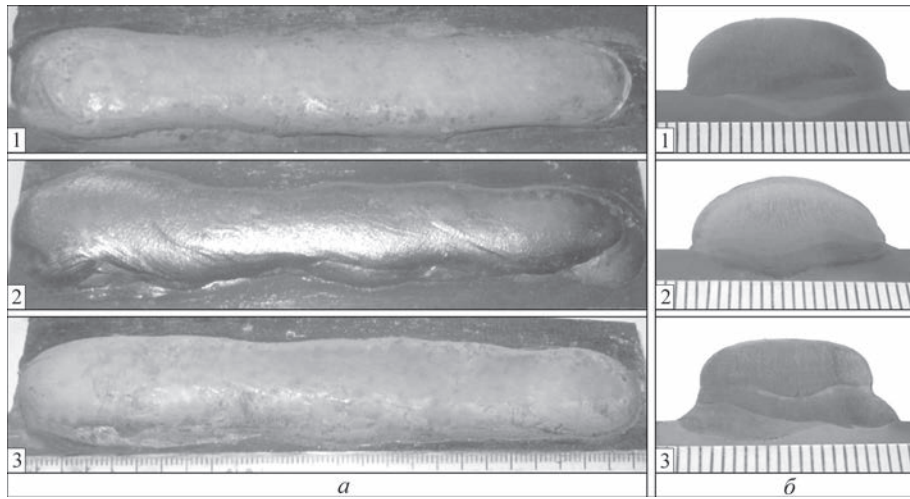


Рис. 2. Зовнішній вигляд (а) і поперечні макрошліфи (б) заготовок, наплавлених ПД №№ 1–3. Позначення дротів наведено в таблиці

ний згідно з технічними умовами, розробленими в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ [14]. Діаметр всіх використаних ПД – 2,4 мм, коефіцієнт заповнення – 25 %. Захисне середовище при напавленні – флюс АН-26П. Режими напавлення обирали, використовуючи рекомендації [4], вони були однаковими для всіх зразків: напруга – 28 В, струм – 300 А, швидкість напавлення – 20 м/год.

Результати досліджень. Узагальнену інформацію з оцінки зварювально-технологічних властивостей наведено в таблиці. Зовнішній вигляд заготовок зі Ст.3 після напавлення на них дротами ПД-Нп-50Х2МНСГФ, ПД-Нп-20ХГС та ПП-Нп-25Х5ФМС, а також їх поперечні шліфи наведено на рис. 2.

Якість формування металу, напавленого на пластину зі спеціальних сталей 13Х11Н2В2МФ та SWEBOR ARMOR 560 дротом ПД-Нп-50Х2МНСГФ, наведено на рис. 3. Гістограми розподілу поточних значень величин струму та напруги на дузі, за якими оцінювали стабільність процесу напавлення, – на рис. 4.

Експериментально визначено, що досліджені розроблені дроти забезпечують легке збудження дуги, задовільну якість напавленого металу та відсутність в ньому дефектів (рис. 2), а також задовільну якість відокремлення шлакової кірки.

Експериментальна оцінка можливості застосування дроту № 1 (ПД-Нп-50Х2МНСГФ) як матеріалу для напавлення зносостійких шарів на спеціальні сталі вітчизняного (13Х11Н2В2МФ) та імпортного (SWEBOR ARMOR 560) виробництва показала перспективність його використання. За результатами напавлення розробленим ПД на пластину із вищезазначених сталей зазначено гарну якість формування багатошарового металу та відсутність в ньому дефектів у вигляді тріщин, пор, несплавень тощо (рис. 3).

Аналізуючи отримані дані (див. таблицю, рис. 4) встановлено, що дослідні ПД №№ 1 і 2 мають подібні або кращі зварювально-технологічні характеристики порівняно з еталонним ПД № 3. Дріт № 1 демонструє коефіцієнти розплавлення та напавлення, подібні до показників дроту-еталона, та перевищує аналогічні характеристики дроту № 2. Коефіцієнт втрат є найнижчим для дроту № 2, що вказує на його більшу економічність при використанні. Дріт № 1 має менший коефіцієнт втрат, ніж еталонний дріт, що також свідчить про його ефективність. Найкращу стабільність напавлення демонструє дріт № 2, який має найнижчі коефіцієнти варіації за струмом та напругою (14,7 і 6,2 % відповідно), тоді як для дроту № 1 вони становлять 15,2 і 7,6 %, що також є кращим порівняно з еталоном (17,2 8,5 % відповідно).

Аналіз мікроструктури зразків, напавлених ПД №№ 1 і 2, показав (рис. 5), що в зразках, напавлених дротами обох типів, лінія сплавлення напавленого (вгорі) та основного (внизу) металу достатньо чітка, внутрішні мікродфекти у вигляді пор, тріщин, несплавень, неметалевих включень та інші – відсутні.

Таким чином, розроблені дослідні ПД № 1 (ПД-Нп-50Х2МНСГФ) та № 2 (ПД-Нп-20ХГС)

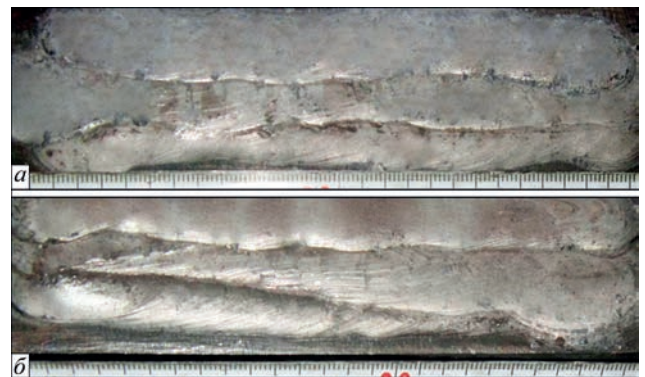


Рис. 3. Якість формування металу, напавленого дротом ПД-Нп-50Х2МНСГФ на заготовки зі сталі 13Х11Н2В2МФ (а) та SWEBOR ARMOR 560 (б)

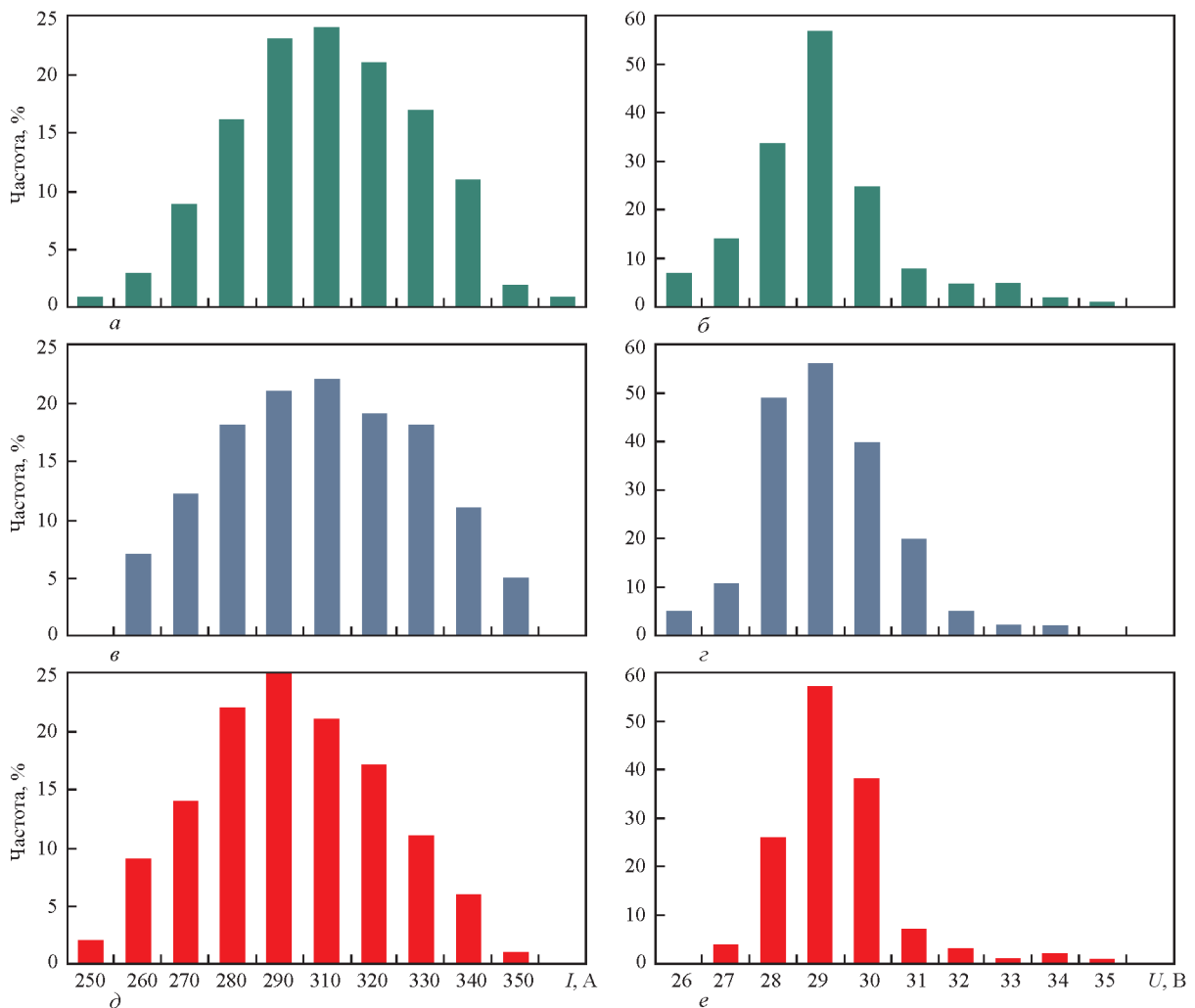


Рис. 4. Гістограми розподілу струму (*a, в, д*) та напруги (*б, г, е*) при наплавленні ПД: № 1 (*a, б*), № 2 (*в, г*), № 3 (*д, е*). Позначення дрозів наведено в таблиці

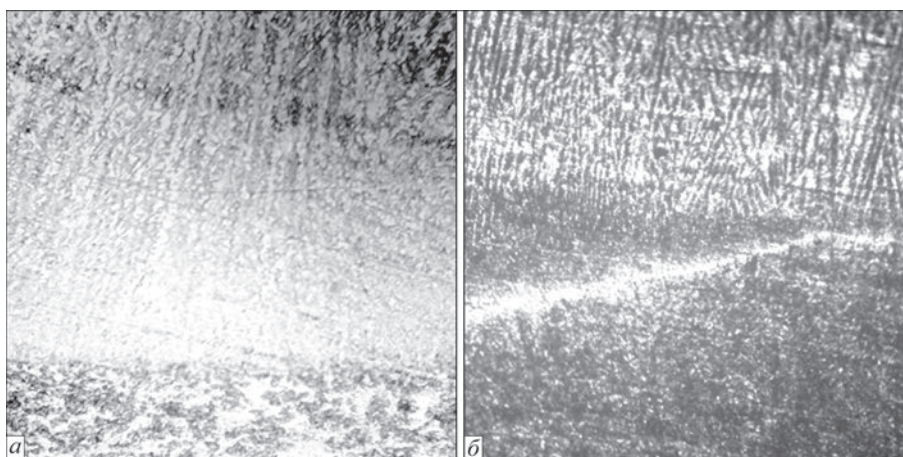


Рис. 5. Мікроструктура металу поблизу лінії сплавлення в зразках, наплавлених дротом ПД-Нп-50Х2МНСГФ (*a*) та ПД-Нп-20ХГС (*б*), $\times 240$

мають переваги над еталонним дротом або не поступаються йому за основними зварювально-технологічними характеристиками, що підтверджує можливість їх використання для електродугового наплавлення. Розроблені економнолеговані ПД двох типів, відповідно до їх призначення, вказано вище, можуть бути використані при виготовлен-

ні або відновленні деталей спеціальної та промислової техніки з метою підвищення її довговічності.

Висновки

1. За розробленою комплексною методикою проведено порівняльний аналіз зварювально-технологічних характеристик розро-

блених економнолегованих порошкових дротів ПД-Нп-50Х2МНСГФ та ПД-Нп-20ХГС для визначення можливості їх широкого практичного застосування при електродуговому наплавленні деталей різного призначення.

2. У результаті виконаних порівняльних досліджень встановлено, що розроблені економнолеговані дослідні порошкові дроти за основними зварювально-технологічними показниками (легкість збудження дуги, якість наплавленого металу, коефіцієнти розплавлення, наплавлення, втрат і варіації струму/напруги) не поступаються, а в окремих аспектах перевищують характеристики стандартного дроту-еталона.

3. Отримані результати підтверджують доцільність подальшої розробки та впровадження дослідних ПД у ремонтних і виробничих процесах для потреб оборонної промисловості та післявоєнного відновлення інфраструктури в Україні.

Список літератури/References

1. Pokhodnya, I.K., Shlepakov, V.N., Maksimov, S.Yu., Ryabtsev, I.A. (2010) Research and developments of the E.O. Paton Electric Welding Institute in the field of electric arc welding and surfacing using flux-cored wire (Review). *The Paton Welding J.*, **12**, 26–33.
2. Kuskov, Yu.M. (2019) Application of flux-cored wires at surfacing, remelting and in metallurgy. *The Paton Welding J.*, **3**, 27–33. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.03.05>
3. Poznyakov, V.D., Gajvoronsky, A.A., Klapatyuk, A.V. et al. (2019) Flux-cored wire for restoration surfacing of worn surfaces of railway wheels. *The Paton Welding J.*, **7**, 36–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2019.07.08>
4. Babinets, A.A. (2023) Control of formation of metal produced by arc methods of layer-by-layer deposition of material with flux-cored wires. *The Paton Welding J.*, **11**, 35–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.11.04>
5. Kuskov, Yu.M., Zhdanov, V.A., Ryabtsev, I.O. et al. (2020) Methods for increasing the corrosion resistance of coatings deposited under a flux layer from high-chromium powder wires. *Mater Sci.*, **55**, 710–715. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00362-9>
6. Szymura, M., Czupryński, A., Ochodek, V. (2024) Development of a mathematical model of the self-shielded flux-cored arc surfacing process for the determination of deposition rate. *Materials*, **17**(22), 5616. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma17225616>
7. Shlepakov, V.N. (2014) Physical-metallurgical and welding-technological properties of gas-shielded flux-cored wires for welding of structural steels. *The Paton Welding J.*, **6-7**, 53–56. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2014.06.10>
8. Golovko, V., Kotelchuk, O., Naumeiko, S., Golyakevich, A.A. (2022) Development of self-shielded flux-cored wires for arc welding of low-alloy steels. *Defect and Diffusion Forum*, Trans. Tech. Publications, Ltd, **416**, 103–114. DOI: <https://doi.org/10.4028/p-58v9g5>
9. Trembach, B.O., Silchenko, Yu.A., Sukov, M.G. et al. (2024) Development of a model of transition element factor of alloying elements of self-shielding flux-cored powder wire and optimization of its core filler composition. *Mater Sci.*, **59**, 733–740. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-024-00834-2>
10. Stupnyts'kyi, T.R., Student, M.M., Pokhmurs'ka, H.V., Hvozdet's'kyi, V.M. (2016) Optimization of the chromium content of powder wires of the Fe–Cr–C and Fe–Cr–B systems according to the corrosion resistance of electric-arc coatings. *Mater Sci.*, **52**, 165–172. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-016-9939-8>
11. Zhang, T., Yang, K., Zhu, Z. et al. (2024) Effect of Cr and W on microstructure and wear resistance of arc additive manufactured flux-cored wire for railway wheels. *J. of Materials Research and Technology*, **30**, 3438–3447. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.04.088>
12. Malinov, V.L. (2006) Sparsely alloyed consumables providing in the deposited metal deformation hardening in operation. *The Paton Welding J.*, **8**, 25–28.
13. Бабінець А.А., Рябцев І.О., Лєнтугов І.П. (2025) Методика оцінки зварювально-технологічних властивостей порошкових дротів для дугового наплавлення. *Автоматичне зварювання*, **2**, 38–44. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.02.05>
14. Бабінець, А.А., Рябцев, І.О., Лєнтугов, І.П. (2025) Methodology for evaluating the welding and technological properties of flux-cored wires for arc surfacing. *Автоматичне зварювання*, **2**, 38–44 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.02.05>
14. ТУУ 28.7.05416923.066–2002. *Проволоки порошкові наплавочніе*. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона. ТУУ 28.7.05416923.066–2002. *Flux-cored wires for surfacing*. Kyiv, PWI [in Russian].

WELDING AND TECHNOLOGICAL PROPERTIES OF ECONOMICALLY ALLOYED FLUX-CORED WIRES FOR STRENGTHENING AND REPAIR OF PARTS BY ARC SURFACING

S.Yu. Maksymov, A.A. Babinets, I.P. Lentyugov, V.V. Osin

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

E-mail: a_babinets@ukr.net

The results of a comparative study of the welding-technological properties of the developed economically alloyed flux-cored wires (FCWs) of two types: PD-Np-50Kh2MNSGF and PD-Np-20KhGS are presented. The evaluation was performed using a comprehensive methodology that includes three components: visual inspection of the surfacing process, assessment of melting characteristics, and evaluation of arc stability. A digital recording multimeter ANENG AN9002 was used to monitor the surfacing parameters. As a reference, the standard FCW of PP-Np-25Kh5FMS grade, developed at the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, was used. The experimental comparative analysis demonstrated that surfacing with the developed FCWs is characterized by high process stability, good quality of the deposited metal formation, absence of macroscopic defects, and satisfactory slag crust separation. Microstructural analysis of the deposited layers confirmed the absence of microdefects (pores, cracks, lacks of fusion) and revealed a distinct fusion line between the base metal and the deposited metal. The results of the comprehensive comparative analysis of the developed economically alloyed FCWs demonstrated that they possess similar or improved welding and technological characteristics compared to the standard reference wire. This indicates the feasibility of using the developed FCWs for arc surfacing applications. Considering the purpose of the developed FCWs, they can be effectively used to enhance the wear resistance and service life of components in special-purpose and industrial equipment, which is particularly relevant in the context of Ukraine's post-war reconstruction and the strengthening of its defense capabilities. 14 Ref., 1 Tabl., 5 Fig.

Keywords: arc surfacing, flux-cored wire, deposited metal, welding and technological properties, resource-saving

Отримано 13.02.2025

Отримано у переглянутому вигляді 24.04.2025

Прийнято 11.06.2025



20 років СМТ як Fronius увійшла в історію зварювання

Уявіть, що вам кажуть: звичайна лампочка кардинально змінить технологію зварювання. Ви б у це повірили? «Але саме так і сталося», — розповідає Йозеф Артельсмайр, один з винахідників процесу зварювання СМТ від Fronius. Ще двадцять років тому ніхто й подумати не міг, що з'явиться така революційна технологія.

Сьогодні Cold Metal Transfer (СМТ) — це найсучасніший спосіб відриву крапель. Зворотно-поступальний рух дроту створює надзвичайно стабільну дугу.

Результат — приблизно на третину менше теплове навантаження і майже вдвічі вища швидкість зварювання порівняно з традиційною дугою короткого замикання. Там, де раніше використовували клей або паяльник, тепер можна зварювати — майже без бризок. Але це ще не все: вперше в історії стало можливим термічно з'єднувати оцинковану сталь з алюмінієм.

І все почалося з лампочки. Унікальні властивості СМТ роблять цей процес придатним майже для будь-якої сфери застосування. «Ми й самі не очікували такого», — зізнається Йозеф «Джо» Артельсмайр. А вже спочатку він із колегами просто мали знайти рішення для виробника ламп Osram.

у серійне виробництво», — додає Артельсмайр. Після завершення проєкт просто відклали.

Але ідея повторного відриву крапель не давала Джо спокою — він бачив у цьому потенціал для створення цільного зварного шва. «Ключовим було зробити дріт швидшим, набагато швидшим. Але з мотором, який ми мали, це було неможливо — через інерцію редуктора він міг забезпечити лише 10 рухів уперед-назад за секунду».

Перфекціонізм як двигун інновацій. «Тоді ніхто не думав про сталь. Ми зосереджувалися на алюмінії та дуже тонкому листовому металі, хоча ринку для цього тоді майже не існувало. Але ми не здавалися і працювали з дедалі більшою потужністю», — пояснює Артельсмайр, дипломований інженер-електрик.

Команда постійно щось удосконалювала — підтягувала один гвинт тут, збільшувала потужність керування мотором там. Шлях був довгим, із багатьма невдачами, перш ніж СМТ дозрів до того вигляду, який ми знаємо сьогодні. Про його стійкість свідчить і той факт, що в 2025 році процес святкує своє 20-річчя.

«Один із колег навіть казав, що СМТ завжди зали-



Разом з командою розробників Джо Артельсмайр провів численні тести

У країнах з високим вмістом солі в повітрі цоколі й контакти лампочок сильно кородували. Щоб підвищити їхню стійкість, запропонували змінити матеріал цоколів і замість м'якого припою використовувати зварювання. Ідея була простою, але в реалізації — неможливою, бо традиційні методи зварювання перегрівали матеріал і цоколі ламп постійно тріскалися.

Osram звернулась до Fronius: «У нас уже була технологія запалювання дуги без бризок — це й стало основою. Ми вдосконалили цей процес і доопрацювали зворотно-поступальний рух дроту, тож змогли з'єднувати контакти лампочок за допомогою зварювання або паяння з використанням припою в якості наповнювального матеріалу», — пояснює Артельсмайр.

Неможливого не існує. Команда створила дві машини, які за допомогою однієї або двох крапель виконували дугове зварювання для Osram. «Це було лише спеціальне замовлення, яке ніколи не планували запускати

шиться нішевим продуктом — що воно того не варте, і краще забути», — пригадує винахідник.

Хто б не здався у такій ситуації? «Я завжди був трохи перфекціоністом», — сміється Артельсмайр. Ще в дитинстві він захоплювався електронікою і любив майструвати.

Пристрасть і наполегливість — ось секрет успіху. Йозеф Артельсмайр залишає по собі справжню частину історії зварювання — завдяки процесу Fronius СМТ.

«Ніколи не опускайте руки — проявіть характер і не здавайтеся. Не дозволяйте нікому й нічому переконати вас, що це неможливо», — ділиться він порадами з майбутніми розробниками.

«Технічний прогрес вимагає не лише амбіцій, а й великої пристрасті. Тільки так ми зможемо безперервно вдосконалювати технології зварювання!»

За матеріалами <https://blog.perfectwelding.fronius.com/en/development-fronius-cmt/>

КОЛИВАЧ РМ-WMO-120

Коливач РМ-WMO-120 призначений для поперечних коливань плазматрона або зварювального пальника при наплавленні та зварюванні з метою збільшення ширини валика.

- Може інтегруватись у загальну систему керування установки
- Тип приводу – кроковий двигун
- При наплавленні, не зупиняючи процес, можна змінювати ширину та швидкість коливань, а також положення осьової лінії валика
- Можливість незалежно регулювати затримки по краях валика, що наплавляється
- При включенні коливань, залежно від вибраного режиму, плазматрон (зварювальний пальник) може стартувати від осьової лінії або від одного з країв
- При вимкненні коливань, залежно від вибраного режиму, плазматрон (зварювальний пальник) може зупинитися на осьовій лінії або на одному з країв
- Напрямна повністю захищена від попадання на неї зварювальних бризок та порошку

Технічні характеристики

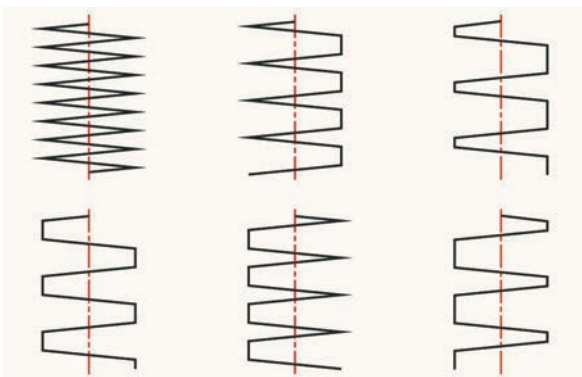
Живлення установки	1x230 V, 50/60 Hz
Несуча спроможність, не більше, кг	10
Швидкість поперечного переміщення, мм/с	0-50
Ширина коливань, мм	0-100
Час вистоїв в кінці ходу лівий/правий, з	0,0-2,0
Хід каретки, мм	120
Габарити (дхшхв), мм:	
механізм коливань	254x184x187
блок управління	240x220x140
Маса, кг	
Механізм коливань	6,1
Блок управління	4,2



Вертикальне розташування комунікацій



Горизонтальне розташування комунікацій



Траєкторії руху робочого інструменту

Коливач РМ-WMO-120 може застосовуватися в наступних зварювальних процесах:

- Плазмова наплавка (РТА/РТАW)
- Плазмове зварювання (PAW)
- Електродугове наплавлення в захисних газах (GMAW/GMAWP)
- Наплавлення неплавким електродом у захисних газах (GTAW)
- Наплавлення самозахисними порошковими дротами (FCAW)

За матеріалами <http://plasma-master.com>