

З А В Т О М А Т И Ч Н Е 5 2026 З В А Р Ю В А Н Н Я

«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., Демченко В.Ф., Номіровський Д.А., Мокров О., Коваленко Д.В. Оптимізація форми та параметрів імпульсів струму при TIG зварюванні з ВЧІ модуляцією струму 3

Костін В.А., Позняков В.Д., Алексеєнко І.І., Алексеєнко Т.О., Кушнарєва О.С., Берднікова О.М. Вплив легувальних елементів на структуру та властивості зварних з'єднань сталей високої твердості (Огляд).....10

Качинський В.С., Allford D., Климєнко В.І. Вплив динамічного шару рідкого розплаву на формування з'єднань при пресовому зварюванні труб магнітокерованою дугою 22

Курапов Ю.А., Горностаї О.В., Войнарович С.Г., Калюжний С.М. Підвищення довговічності титанових імплантатів шляхом модифікації поверхні (Огляд) 30

Альошин А.А., Yanchao Hu, Guirong Вибір параметрів технологічних режимів MIG і квазінеперервного лазер-MIG зварювання таврових і стикових з'єднань алюмінієвого сплаву 5083 39

Міленін О.С., Махненко О.О. Оцінка надійності зварних конструкцій поглинаючих елементів систем управління та захисту ядерних реакторів ВВЕР-1000 та ВВЕР-440 (Огляд).....45

Кусков Ю.М., Лентюгов І.П., Осін В.В., Окопнік Л.Л., Нетьага А.В. Електрошлакове наплавлення штампових та інструментальних сталей у струмопровідному кристалізаторі 60

Закорко В.О., Піскун Н.В. Перспективи використання електронно-променевих технологій для відновлення металевих конструкцій у космосі (Огляд) 64

Стефанів Б.В., Максимова С.В. Мікроструктура та властивості цементованих карбідів (Огляд).....72

ІНФОРМАЦІЯ

Еволюція інтелектуального зварювання. Коботи AOTAI другого покоління змінюють виробництво.....80

Українська наука на світовій арені зварювання. Підсумки роботи 79-ї щорічної Асамблеї Міжнародного інституту зварювання.....87

Співпраця ІЕЗ з компанією MELTIO у сфері лазерного адитивного виробництва 92

CONTENTS

SCIENTIFIC AND INDUSTRIAL

Krivtsun I.V., Demchenko V.F., Nomirovskii D.A., Mokrov O., Kovalenko D.V. Optimization of the pulsed current waveform and parameters in HFPC TIG welding.....3

Kostin V.A., Poznyakov V.D., Alekseienco I.I., Alekseienco T.O., Kushnarova O.S., Berdnikova O.M. Influence of alloying elements on the structure and properties of high-hardness steel welded joints (Review) 10

Kachinskiy V.S., Allford D., Klymenko V.I. Influence of dynamic liquid melt layer on joint formation during MIAB welding of pipes 22

Kurapov Yu.A., Gornostai O.V., Voinarovych S.G., Kaliuzhnyi S.M. Surface modification of titanium implants as a key approach to enhancing their longevity (Review).....30

Aloshyn A.A., Yanchao Hu, Guirong Selection of technological process parameters for MIG and quasi continuous laser-MIG welding of T-joints and butt joints of 5083 aluminum alloy 39

Milenin O.S., Makhnenko O.O. Reliability assessment of welded structures of absorbing elements of control and protection systems of WWER-1000 and WWER-440 nuclear reactors (Review) 45

Kuskov Yu.M., Osin V.V., Lentiuhov I.P., Okopnik L.L., Netyaga A.V. Electroslag surfacing of die and tool steels in a current-conducting mould 60

Zakorko V.O., Piskun N.V. Prospects for using electron beam technologies to restore metal structures in Space (Review) 64

Stefaniv B.V., Maksymova S.V. Microstructure and properties of cemented carbides (Review) 72

INFORMATION

The evolution of intelligent welding. Second-generation AOTAI cobots are transforming manufacturing 80

Ukrainian science on the global welding stage. Results of the 79-th Annual Assembly of the International institute of welding 87

PWI cooperation with MELTIO in the laser additive manufacturing industry 92



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 Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона
НАН України (Київ):

І.В. Кривцун (головний редактор),

В.В. Книш, В.А. Костін, Л.М. Лобанов,

С.Ю. Максимов, О.В. Махненко, В.Д. Позняков;

І.А. Владимирський, Навчально-науковий інститут
матеріалознавства та зварювання імені Є.О. Патона НТУУ
«КПІ імені Ігоря Сікорського», Київ;

А. Гуменюк, Федеральний інститут дослідження та
випробування матеріалів (BAM), Берлін, Німеччина;

В.В. Дмитрик, НТУ «ХПІ», Харків;

В.В. Квасницький, «Київський політехнічний інститут
імені Ігоря Сікорського», Київ;

А.Л. Майстренко, Інститут надтвердих матеріалів
ім. В.М. Бакуля НАН України, Київ;

В.В. Перемітько, ДДТУ, Кам'янське;

М. Сагул, Словацький технічний університет у Братиславі,
Братислава, Словацька Республіка;

Ц. Сендеровський, Інститут механіки та поліграфії,
Варшавський політехнічний університет, Варшава, Польща;

Є.П. Чвертко, НТУУ «Київський політехнічний інститут
імені Ігоря Сікорського», Київ.

Журнал зареєстровано Національною радою України
з питань телебачення і радіомовлення 11.09.2025;
ідентифікатор друкованого/онлайн медіа
R30-06491/ R40-06488.

Засновник (реєстрант) – Інститут електрозварювання
ім. Є.О. Патона НАН України.

ISSN 3041-2374 print, ISSN 3041-234X online
DOI: <https://doi.org/10.37434/as>

Журнал входить до переліку затверджених
Міністерством освіти і науки України видань
для публікації праць здобувачів наукових ступенів за
спеціальностями G8, G9, G10, G11, G12 кластеру
«Механічна інженерія та машинобудування».

Рекомендовано до друку редакційною колегією журналу.

Видавець

ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ «ПАТОН»
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

Статті з журналу «Автоматичне зварювання» вибірково
перевидуються англійською мовою в журналі
«The Paton Welding Journal» (індексується в Scopus):
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 NAS of Ukraine (Kyiv):

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

V.V. Knysh, V.A. Kostin, L.M. Lobanov, S.Yu. Maksimov,
O.V. Makhnenko, V.D. Poznyakov;

I.A. Vladimirskyi, E.O. Paton Institute of Materials Science
and Welding NTUU «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute»,
Kyiv, Ukraine.

A. Gumenyuk, Bundesanstalt für Materialforschung
und-prüfung (BAM), Berlin, Germany;

V.V. Dmitrik, NTU «Kharkiv Polytechnic Institute», Kharkiv, Ukraine;

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

A.L. Maystrenko, V. Bakul Institute for Superhard Materials of
NAS of Ukraine, Kyiv;

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

M. Sahul, Slovak University of Technology in Bratislava,
Slovak Republic;

C. Senderowski, Mechanics and Printing Institute, Warsaw
University of Technology, Warsaw Poland;

Ye.P. Chvertko, NTUU «Igor Sykorsky
Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv, Ukraine;

The Journal was registered by the National Council of Ukraine
on Television and Radio Broadcasting on 11.09.2025,
carrier identifier print/online media
R30-04566/ R40-06488.

Founder (registrant) – E.O. Paton Electric Welding Institute of
NAS of Ukraine.

ISSN 3041-2374 print, ISSN 3041-234X online.
DOI: <https://doi.org/10.37434/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 G8, G9, G10, G11, G12 of the cluster
«Mechanical Engineering and Machine Building».
Recommended for publishing Editorial Board of the Journal.

Publisher

«PATON PUBLISHING HOUSE» LLC
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

Articles from «Avtomatychne Zvaryuvannya» (Automatic Welding)
journal is republished selectively in English in
«The Paton Welding Journal» (indexed in Scopus):
www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

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

Індекс реклам.

ТОВ «ВТЦ» – I стор. обкладинки,
рекламна стаття на сьомі сторінках.

ТОВ «Патон Інтернешнл» – II стор. обкладинки.
ТОВ «Інтерхім БТВ» – IV стор. обкладинки.

Підписано до друку 30.09.2026.
Формат 60×84/8. Офсетний друк.
Ум. друк. арк. 9,76.
Друк ТОВ «ДІА».

03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

ОПТИМІЗАЦІЯ ФОРМИ ТА ПАРАМЕТРІВ ІМПУЛЬСІВ СТРУМУ ПРИ TIG ЗВАРЮВАННІ З ВЧІ МОДУЛЯЦІЄЮ СТРУМУ

І.В. Кривцун¹, В.Ф. Демченко¹, Д.А. Номіровський², О. Мокров³, Д.В. Коваленко¹

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

²Київський національний університет імені Тараса Шевченка. 01033, м. Київ, вул. Володимирська, 60.

³RWTH Aachen University, ISF – Welding and Joining Institute Pontstr. 49, 52062 Aachen, Germany.

Експериментальними дослідженнями встановлено, що високочастотна модуляція зварювального струму дозволяє збільшити проплавну здатність процесу зварювання з тугоплавким катодом. Цей ефект пояснюється інтенсифікацією конвективних потоків у зварювальній ванні, які збуджуються силовою дією високочастотного електромагнітного поля. У статті розглядається проблема визначення форми та параметрів імпульсів зварювального струму, які забезпечують максимальну силову дію модульованого струму на метал зварювальної ванни. У якості інтегральної міри силового впливу електромагнітного поля на розплавлений метал зварювальної ванни приймається квадрат ефективного значення зварювального струму. Різниця квадратів ефективного та середнього значень модульованого струму, яка характеризує перевищення силової дії дуги з імпульсною модуляцією струму над силовою дією дуги постійного струму, приймається як критерій оптимізації форми імпульсу струму. Розв'язується задача варіаційного числення про знаходження такої форми імпульсів струму, за якої досягається максимум зазначеної різниці. Розглядаються два способи оптимізації: при заданій амплітуді модуляції та при заданому середньому значенні модульованого струму. Математично строго показано, що в першому випадку оптимальною формою імпульсу є меандр, у другому випадку – прямокутний імпульс струму, шпаруватість і амплітуда якого визначаються величиною максимального струму зварювального генератора. Проведено оптимізацію параметрів імпульсів струму трапецеїдальної та трикутної форм, які генеруються існуючими генераторами зварювального струму. Запропонована теорія слугує орієнтиром для розробки ефективних генераторів імпульсного струму та проектування режимів ВЧІ TIG процесу з метою збільшення глибини проплавлення та підвищення продуктивності зварювання. Бібліогр. 12, табл. 2, рис. 4.

Ключові слова: TIG зварювання, дугова плазма, зварювальна ванна, електромагнітна сила, постійний струм, імпульсний струм, форма імпульсу, шпаруватість, амплітуда, частота

Вступ. У сучасному промисловому виробництві дугове зварювання в інертному газі неплавким електродом (TIG) застосовується для виготовлення відповідальних конструкцій у різних галузях промисловості. З метою підвищення проплавної здатності TIG зварювання залучаються різні способи активації: застосування різних захисних газів та їхніх сумішей [1, 2], нанесення на поверхню зварюваного металу спеціальних активуючих флюсів [3, 4], TIG зварювання в режимі keyhole (K-TIG-процес) [5], високочастотна імпульсна модуляція зварювального струму [6–10]. На рис. 1 наведено шліфи зварних швів, виконаних TIG зварюванням пластини з нер-

жавкої сталі 1.4301 завтовшки 5 мм на постійному та модульованому струмах. Умови експерименту: довжина дуги 1,5 мм; швидкість зварювання – 100 мм/хв, частота модуляції струму 6 кГц, середня величина модульованого струму 153 А, базовий струм 44 А, амплітуда модульованого струму 204 А. Осцилограми джерела живлення показані на рис. 2.

При однаковій потужності дуги ($P = 1280$ Вт) глибина проплавлення при ВЧІ TIG процесі помітно більша, ніж у випадку зварювання на постійному струмі. Аналогічний ефект підвищеної проплавної здатності ВЧІ TIG процесу експериментально було також виявлено раніше в [7, 8, 10].

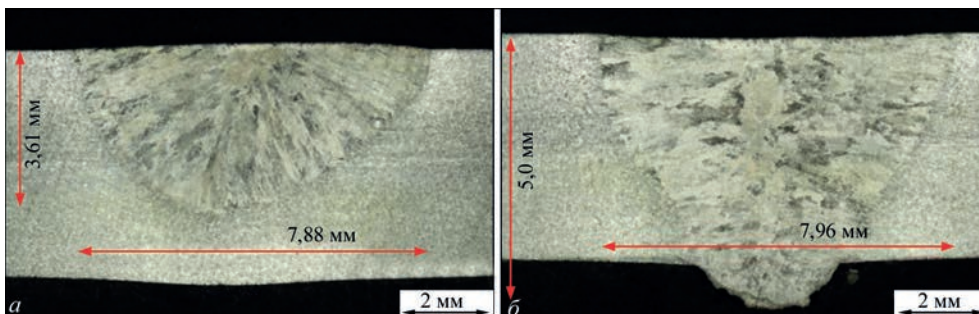


Рис. 1. Форми зварних швів при TIG зварюванні: а – на постійному струмі, б – при ВЧІ модуляції зварювального струму

© І.В. Кривцун, В.Ф. Демченко, Д.А. Номіровський, О. Мокров, Д.В. Коваленко, 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

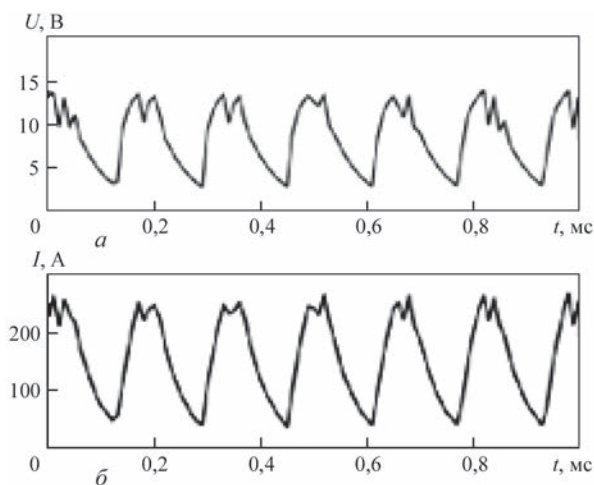


Рис. 2. Осцилограми напруги (а) і струму (б) генератора модульованого струму

Ефективність високочастотної імпульсної модуляції струму дуги як засобу збільшення глибини проплавлення при ТІГ зварюванні залежить від таких параметрів модуляції, як: форма імпульсу струму, коефіцієнт заповнення, амплітуда й частота модуляції. При оптимальному виборі зазначених параметрів збільшується силовий вплив електромагнітного поля струму на метал зварювальної ванни, інтенсифікується конвективний теплообмін у розплавленому металі та за рахунок цього підвищується проплавна здатність дуги з тугоплавким катодом.

Метою цієї роботи є визначення форми та параметрів імпульсів зварювального струму, оптимальних за критерієм максимального силового впливу модульованого струму на метал зварювальної ванни.

Оптимізація форми та параметрів імпульсів струму. Будемо вважати, що модульований зварювальний струм $I(t)$ є однополярним ($I(t) \geq 0$) і періодично змінюється у часі t з періодом T . Середнє I_{av} та ефективне I_{eff} значення струму визначаються таким чином: $I_{av} = \langle I(t) \rangle$; $I_{eff} = \sqrt{\langle I^2(t) \rangle}$, де $\langle f(t) \rangle = \frac{1}{T} \int_0^T f(t) dt$ – інтегральне середнє значення періодичної функції $f(t)$ на відрізку $t \in [0; T]$.

У [11] показано, що при ТІГ зварюванні з ВЧІ модуляцією струму об'ємна щільність електромагнітної сили, яка збуджує магнітну гідродинаміку зварювальної ванни, залежить від усередненої за один період модуляції величини квадрата струму $\overline{I^2(r, z)}$, який протікає в межах кола радіусу r в довільному аксіальному перерізі z . Чим ефективніша величина модульованого зварювального струму I_{eff} , тим більше його розподілена характеристика $\overline{I^2(r, z)}$ і тим більший силовий вплив модульова-

ного зварювального струму на розплавлений метал. Тому в якості інтегральної міри такого впливу приймемо квадрат ефективного значення зварювального струму. Силовий вплив дуги модульованого струму на метал зварювальної ванни будемо співставляти з силовим впливом дуги постійного струму за величиною, яка дорівнює середньому значенню модульованого струму.

Нехай $I_1 < I(t) < I_2$, $t \in [0; T]$, де I_1 – базове значення струму; $A = I_2 - I_1$ – амплітуда, T – період модуляції. На відрізку $[0; 1]$ безрозмірного часу $\tau = t/T$ закон зміни струму можна записати у вигляді:

$$I(\tau) = I_1 + A\eta(\tau), \quad (1)$$

де $\eta(\tau)$ – нормована форма імпульсу струму. У якості функцій $\eta(\tau)$ будемо у загальному випадку розглядати множину вимірних за Лебегом функцій, таких, що $0 \leq \eta(\tau) \leq 1$, $\tau \in [0; 1]$. Для квадратів ефективного та середнього значень модульованого струму мають місце наступні вирази:

$$\begin{aligned} I_{eff}^2 &= I_1^2 + 2AI_1 \langle \eta(\tau) \rangle + A^2 \langle \eta^2(\tau) \rangle; \\ I_{av}^2 &= I_1^2 + 2AI_1 \langle \eta(\tau) \rangle + A^2 \langle \eta(\tau) \rangle^2. \end{aligned} \quad (2)$$

Віднімаючи праві та ліві частини рівностей (2), отримаємо:

$$\Delta = I_{eff}^2 - I_{av}^2 = A^2 \left(\langle \eta^2(\tau) \rangle - \langle \eta(\tau) \rangle^2 \right). \quad (3)$$

Розглянемо задачу варіаційного числення про знаходження нормованої форми імпульсу $\eta(\tau) \in M$, яка доставляє $\max_{\eta(\tau) \in M} \Delta$. Можливі два формулювання такої задачі. У першій з них будемо вважати, що імпульси струму (1) генеруються нормованими формами $\eta(\tau)$ при заданій амплітуді A , яка не залежить від форми імпульсу. У цьому випадку (3) впливає, що оптимальна форма імпульсу струму $\eta(\tau)$ доставляє максимум функціоналу $\Phi[\eta(\tau)] = \int_0^1 \eta^2(\tau) d\tau - \left(\int_0^1 \eta(\tau) d\tau \right)^2$. Має місце така теорема.

Теорема. Нехай $\eta(\tau) \in M$ – нормована форма імпульсу струму, така, що для всіх $\tau \in [0; 1]$ виконуються нерівності $0 \leq \eta(\tau) \leq 1$. Тоді $\Phi[\eta(\tau)] \leq \frac{1}{4}$ і рівність досягається тоді й тільки тоді, коли існує вимірна множина $B \subset [0; 1]$, $\mu(B) = \frac{1}{2}$, де μ – міра Лебега на прямій, така, що майже для всіх $\tau \in [0; 1]$ виконуються рівності:

$$\eta(\tau) = \begin{cases} 1, & \tau \in B; \\ 0, & \tau \notin B. \end{cases} \quad (4)$$

Доведення. Оскільки $0 \leq \eta(\tau) \leq 1$, то справедлива нерівність $\langle \eta^2(\tau) \rangle \leq \langle \eta(\tau) \rangle$. Звідси $\Phi[\eta(\tau)] \leq \langle \eta(\tau) \rangle - \langle \eta(\tau) \rangle^2$. Функція $\langle \eta(\tau) \rangle - \langle \eta(\tau) \rangle^2$ досягає максимуму при $\langle \eta(\tau) \rangle = \frac{1}{2}$ і цей максимум дорівнює $1/4$. Таким чином, $\Phi[\eta(\tau)] \leq \frac{1}{4}$. В останній умові рівність досягається лише тоді, коли $\langle \eta(\tau) \rangle = \langle \eta^2(\tau) \rangle = \frac{1}{2}$. З умови $\langle \eta(\tau) \rangle = \langle \eta^2(\tau) \rangle$ випливає, що майже для всіх $\tau \in [0; 1]$ виконується рівність $\eta(\tau) = \eta^2(\tau)$. Звідси $\eta(\tau) = 0$ або $\eta(\tau) = 1$ майже для всіх $\tau \in [0; 1]$. Нехай $B \subset [0; 1]$ – множина таких $\tau \in [0; 1]$, що $\eta(\tau) = 1$. Маємо $\langle \eta(\tau) \rangle = \int_0^1 \eta(\tau) d\tau = \mu(B)$. З огляду на рівність $\langle \eta(\tau) \rangle = \frac{1}{2}$, отримуємо, що $\mu(B) = \frac{1}{2}$, тобто рівності (4) виконуються. Залишається зауважити, що для знайденої функції $\eta(\tau)$ справедлива рівність $\Phi[\eta(\tau)] = \frac{1}{4}$. Теорему доведено.

Розглянута задача про максимум функціоналу $\Phi[\eta(\tau)]$ у класі вимірних за Лебегом функцій має не єдиний розв'язок та існує нескінченна кількість еквівалентних функцій $\eta(\tau)$, таких, що множини точок відрізка $[0; 1]$, для яких $\eta(\tau) = 0$ і $\eta(\tau) = 1$, мають однакову міру Лебега $\mu(B) = \langle \eta(\tau) \rangle = \frac{1}{2}$. В умовах практичного застосування імпульсної модуляції зварювального струму найбільший інтерес являє функція $\eta(\tau)$ у вигляді одиничного стрибка (прямокутні імпульси у формі меандру):

$$\eta(\tau) = \begin{cases} 1, & 0 \leq \tau < \frac{1}{2}; \\ 0, & \frac{1}{2} \leq \tau \leq 1; \end{cases} \quad \Delta_1 = \max \Delta = \frac{1}{4} A^2. \quad (5)$$

При фіксованій амплітуді модуляції A оптимальна форма імпульсу струму (5) залишає довільними значення середнього та ефективного струму. Для їхнього визначення потрібно додатково задати ще один струмовий параметр, наприклад, значення базового струму I_1 . У такому разі $I_{av} = I_1 + \frac{1}{2} A$, $I_{eff} = \sqrt{I_{av}^2 + \frac{1}{4} A^2}$, а вираз для Δ_1 записується наступним чином: $\Delta_1 = \hat{I}_{av}^2$, де $\hat{I}_{av} = I_{av} - I_1$.

Розглянемо іншу можливість знаходження $\max_{\eta(\tau) \in M} \Delta = \Delta_2$, відмовившись від припущення, що

амплітуда модуляції струму є фіксованою. Натомість у (1) будемо вважати, що імпульси струму $I = I(\tau)$ генеруються за умови, що струм $\hat{I}_{av}$ зберігається постійним для всіх $\eta(\tau) \in M$. При заданому значенні I_1 такий спосіб оптимізації форми імпульсу струму є зручним для оцінки ефективності силового впливу модульованого струму в порівнянні з впливом постійного струму з величиною, яка дорівнює I_{av} .

За такого варіанту оптимізації амплітуда струму стає залежною від форми імпульсу і, як випливає

$$\text{з (1), ця залежність має вигляд } A[\eta(\tau)] = \frac{\hat{I}_{av}}{\langle \eta(\tau) \rangle}.$$

Тоді $\Delta = \hat{I}_{av}^2 \frac{\langle \eta^2(\tau) \rangle - \langle \eta(\tau) \rangle^2}{\langle \eta(\tau) \rangle^2}$ і виникає задача

про знаходження максимуму функціоналу $F[\eta(\tau)] = \left[\int_0^1 \eta^2(\tau) d\tau \right] / \left[\left(\int_0^1 \eta(\tau) d\tau \right)^2 - 1 \right]$ у класі функцій $\eta(\tau) \in M$.

Позначимо через $M_\delta \subset M$ підмножину таких функцій $\eta_\delta(\tau) \in M$, для яких $\langle \eta_\delta(\tau) \rangle = \delta$, де $\delta \in [0; 1]$ – деякий фіксований параметр. Очевидно, що $\bigcup_{\delta \in [0; 1]} M_\delta = M$. Як і раніше при доведенні теореми, справедлива оцінка $F[\eta_\delta(\tau)] \leq \frac{1}{\delta} - 1$, причому рівність виконується для тих і лише тих функцій $\eta_\delta(\tau) \in M_\delta$, для яких існує вимірна множина $B_\delta \subset [0; 1]$, $\mu(B_\delta) = \delta$ – така, що майже для всіх $\tau \in [0; 1]$ виконуються рівності (4). Однією з таких функцій $\eta_\delta(\tau)$, що доставляють максимум функціоналу $F[\eta_\delta(\tau)]$, є функція:

$$\eta_\delta(\tau) = \begin{cases} 1, & 0 \leq \tau < \delta; \\ 0, & \delta \leq \tau \leq 1, \end{cases} \quad (6)$$

яка визначає імпульси прямокутної форми з коефіцієнтом заповнення δ .

У зварювальних генераторах амплітуда модуляції обмежена величиною максимального струму генератора. У зв'язку з цим будемо далі вважати, що $A[\eta(\tau)] \leq A_{\max}$. Ця умова при вибраному значенні $\hat{I}_{av}$ накладає на $\langle \eta(\tau) \rangle$ обмеження знизу, а саме: $\langle \eta(\tau) \rangle \geq \frac{\hat{I}_{av}}{A_{\max}} = \delta_{\min}$. Таким чином, для $\eta_\delta(\tau) \in M_\delta$ справедлива нерівність $\delta \geq \delta_{\min}$, а, отже, $\max_{\eta_\delta \in M_\delta} F[\eta_\delta(\tau)]$ досягається на функціях $\eta_\delta(\tau) \in M_\delta$ при $\delta = \delta_{\min}$ і цей максимум дорівнює $\frac{1}{\delta_{\min}} - 1$. Тоді

для максимальної різниці квадратів ефективного та середнього значень модульованого струму за другого способу оптимізації маємо:

$$\Delta_2 = \hat{I}_{av}^2 \left(\frac{1}{\delta_{\min}} - 1 \right). \tag{7}$$

Це означає, що оптимальним способом модуляції струму при заданих значеннях середнього I_{av} та базового струму I_1 є модуляція прямокутними імпульсами з мінімально можливим для заданого значення $\hat{I}_{av}$ коефіцієнтом заповнення $\delta_{\min}$. З альтернативної форми запису виразу (7)

$\Delta_2 = \hat{I}_{av} (A_{\max} - \hat{I}_{av})$ випливає, що права частина цієї рівності має максимум, який досягається при $\hat{I}_{av} = \frac{1}{2} A_{\max}$, $\delta_{\min} = 0,5$, що відповідає імпульсам у формі меандру (5).

Наведемо чисельні оцінки оптимальних параметрів прямокутних імпульсів струму, поклавши $A_{\max} = 500 \text{ А}$ (максимальний струм генератора в [8]). У табл. 1 наведено розрахункові дані про зміну мінімально можливого значення коефіцієнта заповнення $\delta_{\min}$, ефективного значення струму I_{eff} (при $I_1 = 0$), а також максимальної різниці Δ_2 квадратів ефективного та середнього значень струму в залежності від величини $\hat{I}_{av}$.

На рис. 3 зіставлені два розглянутих вище способи оптимізації форми та параметрів імпульсів струму: 1) при фіксованій амплітуді модуляції $A \leq A_{\max} = 500 \text{ А}$; 2) при фіксованому струмі $\hat{I}_{av}$ та зазначеному вище максимальному значенні

Таблиця 1. Оптимальні параметри модуляції струму прямокутними імпульсами при різних (заданих) значеннях $\hat{I}_{av}$

$\hat{I}_{av}, \text{ А}$	50	100	150	200	250	300	350	400
$\delta_{\min}$	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8
$I_{eff}, \text{ А}$	158	224	274	316	354	387	418	447
$\Delta_2, 10^3 \text{ А}^2$	22,5	40,0	52,5	60,0	62,5	60,0	52,5	40,0

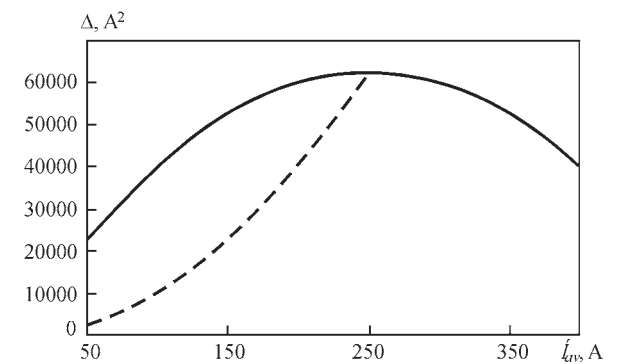


Рис. 3. Зміна Δ_1 (штрихова лінія) і Δ_2 (суцільна лінія) в залежності від $\hat{I}_{av}$ при $A_{\max} = 500 \text{ А}$

амплітуди. Зауважимо, що в першому випадку при $\hat{I}_{av} > 250 \text{ А}$ амплітуда модуляції струму A перевершує прийняте обмеження, тому порівняння зазначених способів оптимізації будемо проводити в області $\hat{I}_{av} \leq 250 \text{ А}$. З наведених на рис. 3 розрахункових даних випливає, що перевищення силового впливу модульованого струму над впливом постійного струму, що дорівнює середньому значенню модульованого, виявляється істотно вище при другому способі оптимізації і лише в точці максимуму ($\hat{I}_{av} = 250 \text{ А}$) обидва варіанти стають еквівалентними.

Як впливає з визначення $\hat{I}_{av} = I_{av} - I_1$, збільшення базового струму при постійному середньому значенні струму призводить до зменшення $\hat{I}_{av}$ і, відповідно, до зниження Δ_1 , Δ_2 в області $\hat{I}_{av} \leq 250 \text{ А}$ (рис. 3), зменшуючи тим самим ефективність силового впливу модульованого струму.

Оптимізація параметрів трапецеїдальних і трикутних імпульсів струму. Створення джерел живлення дуги з високочастотною модуляцією струму, які здатні генерувати імпульси прямокутної форми в широкому діапазоні частот, є складним технічним завданням [8, 12]. При цьому реально досяжна в зварювальному ланцюзі швидкість підйому/спаду струму на фронтах імпульсу становить величину порядку 20...50 А/мкс, що, наприклад, при амплітуді модуляції струму 500 А буде відповідати сумарній тривалості фронтів порядку 20...50 мкс. Тому для практичних застосувань являють інтерес імпульси струму трапецеїдальної і, як окремий випадок, трикутної форми, які потенційно можуть бути реалізовані за допомогою існуючих зварювальних джерел живлення для ТІГ зварювання з ВЧІ модуляцією струму.

Розглянемо спочатку імпульс струму трапецеїдальної форми, зображений на рис. 4, при наступних часових параметрах: t_1 – тривалість переднього фронту; $t_2 - t_1$ – тривалість «вершини» імпульсу; $t_3 - t_2$ – тривалість заднього фронту; t_3 – тривалість імпульсу, $T - t_3$ – тривалість паузи. Розмірним часовим параметрам імпульсу поставимо у відповідність безрозмірні параметри

$\tau_1 = \frac{t_1}{T}$, $\tau_2 = \frac{t_2}{T}$, $\tau_3 = \frac{t_3}{T}$ та введемо такі позначення: $\tau_{21} = \tau_2 - \tau_1$ – безрозмірна тривалість «вершини»; $\tau_f = \tau_1 + \tau_3 - \tau_2$ – сумарна безрозмірна тривалість фронтів імпульсу.

Для нормованої форми трапецеїдального імпульсу струму легко отримати: $\langle \eta(\tau) \rangle = \tau_{21} + \frac{\tau_f}{2}$; $\langle \eta^2(\tau) \rangle = \tau_{21} + \frac{\tau_f}{3}$. Ці вирази залежить лише

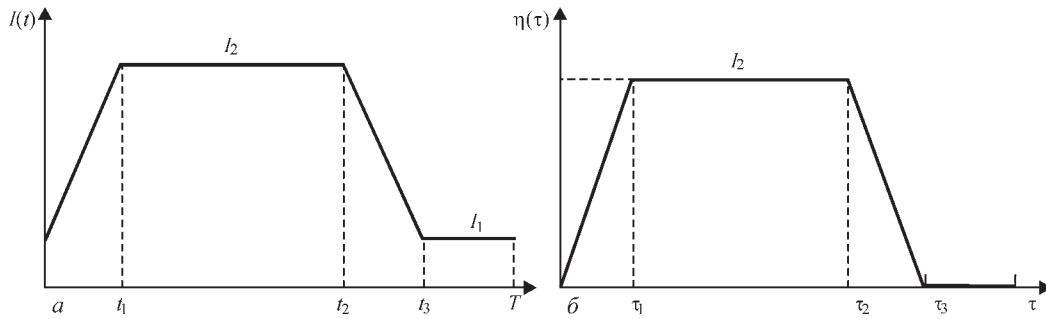


Рис. 4. Трапецеїдальний імпульс струму (а) і його нормована форма (б)

від сумарної безрозмірної тривалості фронтів. Будемо, як і раніше, розглядати два варіанти оптимізації параметрів імпульсів. Прийнемо спочатку, що трапецеїдальні імпульси струму генеруються при фіксованій амплітуді модуляції A . Тоді функціоналу $\Phi[\eta(\tau)]$ відповідає функція

$\Phi(\tau_{21}, \tau_f) = \tau_{21} + \frac{\tau_f}{3} - (\tau_{21} + \frac{\tau_f}{2})^2$ безрозмірних часових параметрів τ_{21}, τ_f . Для заданої величини τ_f , яка визначається характеристиками джерела живлення, $\max_{\tau_{21}} \Phi(\tau_{21}, \tau_f) = \frac{1}{4} - \frac{\tau_f}{6}$ досягається при:

$$\tau_{21} = \frac{1}{2}(1 - \tau_f). \quad (8)$$

Максимальне перевищення силової дії імпульсу трапецеїдальної форми над силовою дією постійного зварювального струму, рівного I_{av} , визначається величиною:

$$\Delta_1 = \frac{A^2}{4} \left(1 - \frac{2}{3} \tau_f \right). \quad (9)$$

Зазначимо, що за $\tau_f = 0$ (прямокутні імпульси) формула (9) відповідає (5).

Імпульс трикутної форми є окремим випадком трапецеїдального імпульсу. У виразах для $\langle \eta(\tau) \rangle$, $\langle \eta^2(\tau) \rangle$ покладемо $\tau_{21} = 0$, а τ_f будемо ототожнювати з тривалістю трикутного імпульсу. У результаті отримаємо: $\Phi(\tau_f) = \frac{1}{3} \tau_f - \frac{1}{4} \tau_f^2$. Аналізуючи цю функцію на екстремум, знаходимо, що $\max_{\tau_f} \Phi(\tau_f) = \frac{1}{9}$ досягається при $\tau_f = \frac{2}{3}$.

Це означає, що імпульс струму трикутної форми є оптимальним, якщо дві третини періоду становить власне імпульс (передній та задній фронт), а одну третину – пауза. Максимальне перевищення силового впливу такого імпульсу над силовим впливом постійного струму, що дорівнює I_{av} , визначається величиною:

$$\Delta_1 = \frac{A^2}{9}. \quad (10)$$

Припустимо тепер, що трапецеїдальні імпульси струму генеруються при фіксованих значеннях I_{av} і I_1 , тобто величина зберігається $\hat{I}_{av}$ постійною, і прийнемо обмеження $A \leq A_{max}$. Аналогічно до того, як це було зроблено вище, можна показати, що для трапецеїдальних імпульсів $\max(I_{eff}^2 - I_{av}^2)$ досягається при мінімально можливому коефіцієнті заповнення $\delta_{min} = \frac{\hat{I}_{av}}{A_{max}} + \frac{1}{2} \tau_f$ і становить:

$$\Delta_2 = \hat{I}_{av}^2 \left[\frac{\delta_{min} - 2\tau_f/3}{(\delta_{min} - \tau_f/2)^2} - 1 \right].$$

При $\tau_f = 0$ отриманий вираз збігається з формулою (8) для імпульсів прямокутної форми. У разі трикутних імпульсів вирази для Δ_2 і δ_{min} набувають вигляду:

$$\Delta_2 = \hat{I}_{av}^2 \left[\frac{4}{3\delta_{min}} - 1 \right], \quad \delta_{min} = \frac{2\hat{I}_{av}}{A_{max}}.$$

У табл. 2 наведено кількісні характеристики оптимальних параметрів трапецеїдальних і

 Таблиця 2. Оптимальні параметри модуляції струму трапецеїдальними та трикутними імпульсами при різних значеннях $\hat{I}_{av}$

$\hat{I}_{av}, A$		50	100	150	200	250	300	350
Трапецеїдальні імпульси	δ_{min}	0,25	0,35	0,45	0,55	0,65	0,75	0,85
	I_{eff}, A	112	194	250	296	332	371	403
	$\Delta_2, 10^3 A^2$	10,0	27,5	40,0	47,5	50,0	47,5	40,0
Трикутні імпульси	δ_{min}	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0	–	–
	I_{eff}, A	129	180	224	258	289	–	–
	$\Delta_2, 10^3 A^2$	14,17	22,33	27,50	26,67	20,83	–	–

трикутних імпульсів струму, розраховані при $A_{max} = 500 \text{ A}$, $I_1 = 0$, $\tau_f = 0,3$.

Викладена теорія залишається справедливою для імпульсів струму, нормована форма яких не залежить від частоти модуляції (ізоморфні імпульси). Силовий вплив модульованого струму з неізоморфними трапецеїдальними імпульсами (наприклад при фіксованій тривалості фронтів) знижується зі збільшенням частоти модуляції.

Висновки

1. При TIG зварюванні в якості наближеної міри перевищення силового впливу модульованого зварювального струму над впливом постійного струму можна прийняти різницю квадратів ефективного та середнього значень модульованого струму. Максимум цієї різниці слугує критерієм оптимізації форми імпульсів зварювального струму, що забезпечують максимальну силову дію модульованого струму на метал зварювальної ванни і, як наслідок, підвищують проплавну здатність дуги при зварюванні TIG із високочастотною імпульсною модуляцією струму.

2. Оптимальні форми та параметри імпульсів зварювального струму для загального випадку функцій $\eta(\tau) \in L_1(0,1)$ утворюють класи еквівалентності, в яких напівнорми елементів, що входять до них, збігаються. В якості $\|\eta\|$ виступає середнє значення $\langle \eta(\tau) \rangle$ нормованої форми імпульсу, яке для умов теореми дорівнює 0,5. У класі еквівалентності з $\langle \eta(\tau) \rangle = 1/2$ крім імпульсів у формі меандру, що слідує з частотою F , можна розглядати варіанти модуляції струму кінцевим числом субімпульсів, таких, що їхня сумарна відносна тривалість дорівнює 0,5, наприклад, прямокутні імпульси з частотами nF , де $n > 1$ – ціле число. Так само, у другому способі оптимізації величина $\langle \eta(\tau) \rangle = \delta_{min}$ може бути досягнута при генерації кінцевого числа субімпульсів, сумарна відносна тривалість яких дорівнює δ_{min} . Для вибраного інтегрального критерію силового впливу дуги такі варіанти форми імпульсів є еквівалентними за умови, що $\eta(\tau) = \eta^2(\tau)$.

3. При проведенні експериментальних досліджень проплавної здатності модульованого струму та однозначного трактування їхніх результатів важливо використовувати генератори імпульсного стру-

му, що є стабілізованими за нормованою формою імпульсу в широкому діапазоні частот. У багатьох існуючих генераторах модульованого струму стабілізація форми імпульсу підтримується лише в обмеженому діапазоні частот. Тому при аналізі впливу частоти модуляції струму на проплавну здатність дуги при TIG зварюванні слід брати до уваги не лише частоту модуляції, а й враховувати також зміну форми імпульсів у залежності від частоти їх слідування. Вперше на це звернено увагу в [6].

Автор є головним редактором, тому не брав участі у рецензуванні та прийнятті рішення щодо публікації цієї статті. Фінальне рішення про публікацію прийнято членом редколегії Л.М. Лобановим.

Список літератури/References

1. Lucas, W. (1992) Shielding gases for arc welding. Pt 1. *Welding and Metal Fabrication*, **6**, 218–225.
2. Lu, S., Fujii, H., Nogi, K. (2004) Marangoni convection and weld shape variations in Ar-O₂ and Ar-CO₂ shielded GTA welding. *Mater. Sci. Eng.: A*, **380**(1-2), 290–297. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.05.057>
3. Lucas, W. (2000) Activating flux – improving the performance of the TIG process. *Welding and Metal Fabrication*, **68**(2), 7–10. <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/activating-flux-improving-the-performance-of-the-tig-process-february-2000>
4. Yushchenko, K.A., Kovalenko, D.V., Kovalenko, I.V. (2001) Application of activators for TIG welding of steels and alloys. *The Paton Welding J.*, **7**, 37–43.
5. Jarvis, B., Ahmed, N. (2000) Development of keyhole mode gas tungsten arc welding process. *Sci. and Techn. of Welding and Joining*, **5**(1), 1–7. DOI: <https://doi.org/10.1179/136217100322910624>
6. Omar, A.A., Lundin, C.D. (1979) Pulsed plasma – pulsed GTA arcs: A study of the process variables. *Welding J., Res. Suppl.*, **4**, 97–105.
7. Saedi, H.R., Unkel, W. (1988) Arc and weld pool behavior for pulsed current GTAW. *Welding J., Res. Suppl.*, **11**, 247–255.
8. Onuki, J., Anazawa, Y., Nihei, M. et al. (2002) Development of a new high-frequency, high-peak current power source for high constricted arc formation. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **41**(9R), 5821–5826. DOI: <https://doi.org/10.1143/JJAP.41.5821>
9. Qi, B.J., Yang, M.X., Cong, B.Q. et al. (2013) The effect of arc behavior on weld geometry by high-frequency pulse GTAW process with 0Cr18Ni9Ti stainless steel. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **66**, 1545–1553. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-012-4438-z>
10. Yang, M., Yang, Z., Cong, B. et al. (2014) A study on the surface depression of the molten pool with pulsed welding. *Welding J., Res. Suppl.*, **93**(8), 312–319.
11. Krivtsun, I., Demchenko, V., Krikent, I. et al. (2024) Comparative numerical analysis of electromagnetic forces in DC and HFPC TIG welding. *Applied Mathematical Modelling*, **127**, 366–378. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apm.2023.12.016>
12. Yang, M., Yang, Z., Qi, B. (2015) The effect of pulsed frequency on the plasma jet force with ultra high frequency pulsed arc welding. *Welding in the World*, **8**, 875–882. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-015-0261-0>

OPTIMIZATION OF THE PULSED CURRENT WAVEFORM AND PARAMETERS IN HFPC TIG WELDING

I.V. Krivtsun¹, V.F. Demchenko¹, D.A. Nomirovskii², O. Mokrov³, D.V. Kovalenko¹

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

E-mail: d_v_kovalenko@ukr.net

²Taras Shevchenko National University of Kyiv. 60 Volodymyrska Str., 01033 Kyiv, Ukraine

³RWTH Aachen University, ISF – Welding and Joining Institute Pontstr. 49, 52062 Aachen, Germany

Experimental studies have shown that high frequency pulsed modulation of welding current allows for an increase in penetration capacity of the welding process with refractory cathode. This effect is attributed to intensified convective flows in the weld pool, excited by the force action of a high-frequency electromagnetic field. The article examines the problem of determining the shape and parameters of welding current pulses that maximize the force exerted by the modulated current on the weld pool metal. The square of the effective value of the welding current is taken as an integral measure of the force action of the electromagnetic field on the molten metal of the weld pool. The difference between the squares of the effective and average values of the modulated current, which characterizes the excess of the force action of the arc with pulsed current modulation over the force action of the direct current arc, is taken as a criterion for optimizing the shape of the current pulse. The problem of variational calculus on finding such a current pulse shape, at which the maximum of the specified difference is achieved, is solved. Two optimization methods are considered: at a given modulation amplitude and at a given average value of the modulated current. It is rigorously shown mathematically that in the first case the optimal pulse shape is a square wave, in the second case it is a rectangular current pulse, the duty cycle and amplitude of which are determined by the value of the maximum current of the welding generator. The optimization of parameters of current pulses of trapezoidal and triangular shapes generated by existing welding current generators has been carried out. The proposed theory can serve as a guideline in the development of effective pulse current generators, as well as in the design of the modes of the tungsten inert gas welding process with high-frequency pulsed modulation of welding current, in order to increase the penetration depth and improve welding productivity. 12 Ref., 2 Tabl., 4 Fig.

Keywords: TIG welding, arc plasma, weld pool, electromagnetic force, direct current, pulsed current, mean and RMS values, wave form, duty cycle, amplitude, frequency

ORCID

І.В. Кривцун – <https://orcid.org/0000-0001-9818-3383>, В.Ф. Демченко – <https://orcid.org/0009-0007-7785-1523>,
Д.А. Номіровський – <https://orcid.org/0000-0001-9482-776X>, О. Мокров – <https://orcid.org/0000-0002-9380-6905>,
Д.В. Коваленко – <https://orcid.org/0000-0002-8544-588X>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

Д.В. Коваленко

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

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

І.В. Кривцун, В.Ф. Демченко, Д.А. Номіровський, О. Мокров, Д.В. Коваленко (2026) Оптимізація форми та параметрів імпульсів струму при ТІГ зварюванні з ВЧІ модуляцією струму. *Автоматичне зварювання*, **05**, 3–9.

DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.05.01>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 17.12.2025

Отримано у переглянутому вигляді 03.02.2026

Підписано до друку 30.09.2026

Оприлюднено 20.10.2026



ВПЛИВ ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СТАЛЕЙ ВИСОКОЇ ТВЕРДОСТІ (Огляд)

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

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

У статті проводиться комплексний металознавчий аналіз броньових сталей високої (450...550 HB) та ультрависокої (> 600 HB) твердості. Основну увагу приділено вибору системи легування в залежності від товщини броньового листа (межа 20 мм) і твердості металу. Розглянуто механізми впливу хрому, кремнію та алюмінію на прогартуваність, стабільність мартенситної структури та опір балістичному впливу. Окремий розділ присвячено процесам у зоні термічного впливу під час зварювання, аналізу формування «м'якого прошарку» та методам запобігання сповільненому руйнуванню. Порівняльний аналіз марок сталей США (стандарти MIL) та країн ЄС (Armoх, Mars, Ramor) дає змогу виявити сучасні тенденції у проєктуванні захисту для легкої та важкої бронетехніки. Бібліогр. 40, табл. 2, рис. 3.

Ключові слова: сталі високої твердості, ННА, УННА сталі, структура, метал ЗТВ, холодні тріщини, сповільнене руйнування, CCT-діаграми

Вступ. Броньові спеціальні сталі з твердістю ~400 HB і вище є середньовуглецевими легованими матеріалами, призначеними для забезпечення балістичного захисту (протикульовий – для легкої бронетехніки та протиснарядний – для важкої), а також протимінного захисту в умовах високошвидкісного впливу куль, снарядів і вибухових хвиль. Броньові сталі високої твердості розробляються для захисту від куль, снарядів різного калібру та протимінного захисту, де ключовим фактором є співвідношення твердості, в'язкості та маси.

Ці сталі класифікують як RHA-сталі (210...470 HB), ННА-сталі (High Hardness Armor, 477...534 HB) і УННА-сталі (Ultra High Hardness Armor, > 570 HB), де визначальним параметром є здатність зберігати твердість по всій товщині листа (після термообробки), що залежить від вмісту та концентрації легувальних елементів [1, 2]. У США стандарт MIL-DTL-46100E регламентує склад і властивості катаної броньової сталі високої твердості для плит завтовшки 4,7...50 мм із твердістю 477...534 HB. Водночас у країнах ЄС існують національні стандарти, аналогічні до MIL-DTL-46100, а також специфікації виробників таких сталей, як Mars 500 (Industeel, 2,5...20 мм, ~500 HB) та Armoх 500T (SSAB, 3...80 мм, 480...540 HB). Ці матеріали оптимізовані для забезпечення багаторівневого захисту, що відповідає вимогам STANAG 4569, який є угодою щодо стандартизації НАТО, що визначає умови випробувань

та оцінки рівнів бронезахисту без прямої вказівки на склад матеріалу [1, 3].

Броньові сталі ННА (Mars 500, Armoх 500T, MIL-DTL-46100) призначені для універсального захисту, тоді як сталі УННА (Mars 600/650, Armoх 600T) разом із ультрависокою міцністю мають також більшу питому ефективність (відображає здатність матеріалу забезпечувати захист від певного засобу ураження відносно його маси). Їхня вагова ефективність у 1,5...2 рази вища порівняно з катаною однорідною бронєю RHA (Rolled Homogeneous Armor) – сталлю (MIL-DTL-12560, загальний діапазон твердості 210...470 HB, структура – сорбіт відпуску або пакетний мартенсит).

Для легкої броні (БТР, товщина < 20 мм) перевагу надають спеціальним сталям Mars 500 (2,5...20 мм, 500 HB) та Armoх 500T (оптимальна товщина < 20 мм), де висока поверхнева твердість компенсує малу товщину. Для важкої броні (танки, товщина > 20 мм) застосовуються сталі, що забезпечують наскрізну прогартуваність й однорідні властивості за всією товщиною, наприклад MIL-A-46100 (до 50 мм). У той час як сталі типу Mars 600 (виробником декларується до 50,8 мм) використовуються для екранування або захисту від куль та осколків у менш вразливих зонах.

Основним завданням при розробленні таких систем є баланс між високою енергією руйнування та твердістю, що забезпечує деформацію або руйнування осереддя вражаючого елемента. У західній практиці стандартизація броньових сталей базується на військових стандартах, таких як MIL-DTL-46100 (США, ННА), а також MIL-DTL-12560, MIL-DTL-46186, MIL-DTL-32332 для

інших класів броні [4, 5]. Крім того, існують специфікації виробників, таких як SSAB (Armox), ThyssenKrupp (SECURE) та Industeel (Mars), які часто відповідають цим стандартам або аналогам (Франція, ФРН, Великобританія) [6, 7].

Вибір системи легування броньових сталей визначається не лише необхідними захисними властивостями, а й особливостями кінетики перетворення аустеніту в залежності від товщини перерізу листа. Для тонких листів (до 20 мм), що застосовуються в легкій техніці типу Stryker або Boxer, пріоритетом є мінімізація маси за збереження протикольової стійкості. У товстих плитах (понад 20 мм), характерних для ОБТ «Leopard 2» або «Abrams», на перший план виходить забезпечення наскрізної прогартуваності та запобігання крихкому відколу [2, 4, 5].

Важливо враховувати, що підвищення твердості понад 400 HB різко звужує вікно технологічної пластичності. Механізми зміцнення мають бути підібрані таким чином, щоб не допустити утворення структурної та хімічної неоднорідності, анізотропії властивостей, великих кластерів неметалевих включень. Це досягається високою чистотою за сіркою та фосфором ($S, P < 0,005\%$), а також точним підбором системи мікролегування елементами, що подрібнюють зерно [1, 3, 8].

Мета роботи – аналіз існуючих закордонних броньових сталей та визначення впливу легувальних елементів на формування структури основного металу та металу зони термічного впливу внаслідок дії зварювального джерела нагріву на кінетику перетворення аустеніту при охолодженні та опір зварних з'єднань високоміцних броньових сталей руйнуванню.

Рівні балістичного захисту броньових машин. Бронетехніка є одним із ключових елементів сучасних збройних сил. Її розвиток безпосередньо пов'язаний із вдосконаленням засобів ураження, що постійно підвищують вимоги до рівня захисту. Основною характеристикою бронетехніки є її здатність протистояти пробиттю різними типами боєприпасів. Класифікація бронетехніки традиційно здійснюється за масою, призначенням і рівнем захисту.

Легкоброньовані машини (ЛБМ) – це бойові або спеціальні колісні або гусеничні машини з протикольовим або легким протиснарядним бронюванням, призначені для транспортування піхоти, ведення розвідки, вогневої підтримки та забезпечення бойових дій. Основні види легкоброньованих машин: бронетранспортери (БТР), бойові машини піхоти (БМП), броневих автомобілі.

Згідно зі STANAG 4569, який охоплює методи оцінки рівнів захисту бойових броньованих машин легкої категорії за масою, ЛБМ зазвичай відповідають 6-ти рівням захисту [9]. Відповідність між рівнями захисту STANAG 4569 і товщиною сталевий броні не є лінійною, оскільки вона залежить від марки сталі, кута нахилу та наявності керамічних вставок. Проте для катаної гомогенної броні (RHA) для балістичного захисту значення товщин є наступним:

Балістичний захист (кінетика). Рівень 1–2. Зазвичай використовується сталь завтовшки 6...10 мм. Рівень 3. Потрібна сталь завтовшки від 12...15 мм або композитні панелі завтовшки ~30 мм (кераміка + сталь). Рівень 4. Сталевий лист має бути завтовшки 35...40 мм. Щоб зменшити вагу, часто ставлять керамічний шар (~15 мм) поверх металеві основи (~16 мм). Рівень 5–6. Використовується сталь завтовшки 50 мм і більше або складні багатошарові пакети з керамікою та композитами.

Протимінний захист (днище): товщина бронесталі 10...20 мм (V-подібна форма днища для відведення вибухової хвилі). Додаткові шари алюмінію або композитів для поглинання енергії вибуху.

Таким чином, зрозуміло, що ключовим фактором захисту є товщина броні. У залежності від товщини броні (тонка < 20 мм або товста > 20 мм) вибирається система легування, яка впливає на структуру та механічні характеристики. Основними легувальними елементами броньових сталей є хром, нікель, марганець і молібден, також можливе додаткове легування ванадієм, кремнієм, алюмінієм.

Необхідні характеристики твердості сталей (> 400 HB) досягаються за рахунок подальшої термічної обробки – гартування та відпуску (Q&T), формується структура відпущеного мартенситу з дисперсійним твердінням, що також забезпечує баланс міцності та в'язкості (рис. 1).

Залежно від класу бронезахисту сталі повинні мати високу твердість. Для легкої броні (до 20 мм) часто застосовуються сталі з твердістю на рівні 400...550 HB і вище (УННА), а для товстої броні (> 20 мм) потрібно забезпечення наскрізної прогартуваності та в'язкості при збереженні твердості, мінімальні значення границі міцності 1500 МПа та границі плинності 1200 МПа, пластичність має бути не нижчою за 5...7 %, що вказує на високий опір крихкому руйнуванню та ударну в'язкість $KCV \geq 10$ Дж/см².

Механізми реалізації прогартуваності високоміцних броньових сталей. Прогартува-

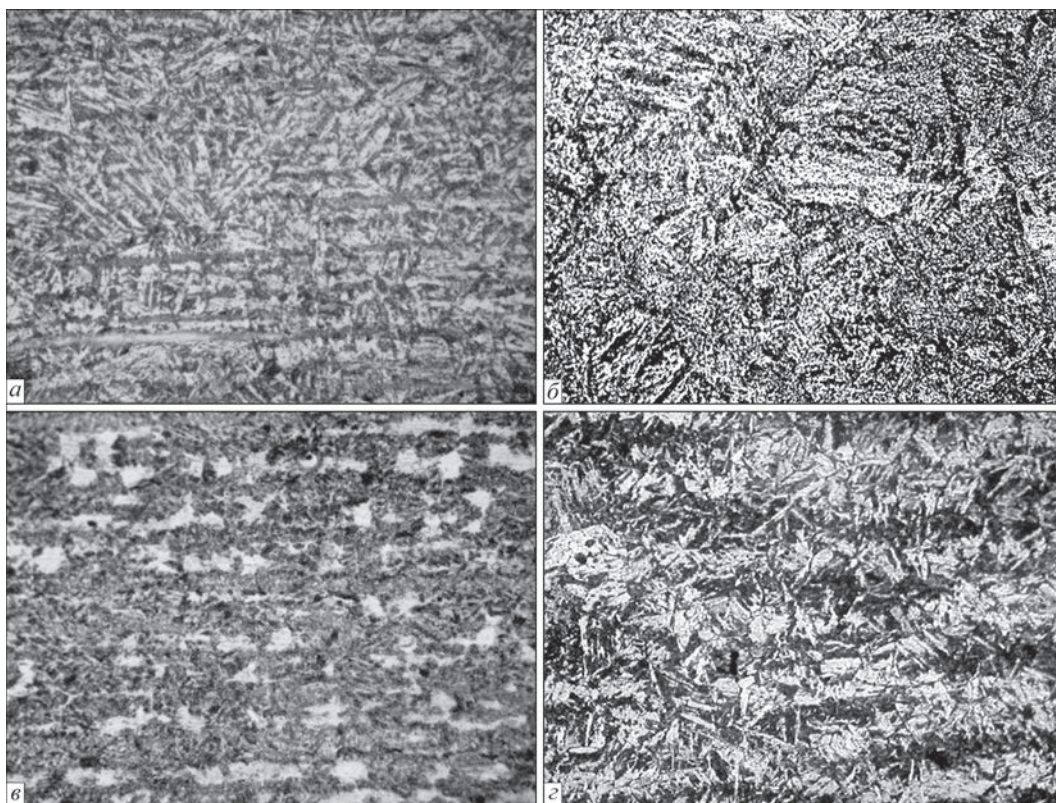


Рис. 1. Мікроструктура основного металу високотвердих броньових сталей: а – ARMOX 500Т, б – ARMSTAL 500, в – RAMOR 500, г – QUARDIAN 500 (а, в $\times 500$; б, г $\times 100$) [10]

ність високоміцних сталей визначається низкою параметрів – системою легування, швидкістю охолодження, товщиною броні.

Для малих товщин (< 20 мм) швидкість охолодження під час гартування залишається високою по всьому перерізу, що дає змогу використовувати економнолеговані системи: марганець (Mn), хром (Cr) і мікролегування бором (B 0,001...0,003 %) [2, 11–13]. Бор у цьому випадку є «замінником нікелю», який різко підвищує стійкість аустеніту до перлітного перетворення. Механізм зміцнення в таких листах – суто мартенситний. Малий переріз мінімізує термічні напруження під час гартування, що знижує ризик жолоблення листів у сталях типу ArmoX 500T, де оптимальне поєднання легувальних елементів, включаючи нікель і бор, дозволяє досягти необхідної твердості, а завдяки низькому вуглецевому еквіваленту забезпечується зварюваність [6].

Для товщин (≥ 20 мм) охолодження в центрі плити знижується, потрапляючи в область бейнітного перетворення. Щоб зберегти мартенситну структуру й твердість, потрібне масивне легування нікелем (2,5...4,5 %) і молібденом (0,4...0,6 %) [2, 4, 5, 8, 13]. Нікель тут є незамінним, оскільки він не лише зсуває на діаграмі перетворення С-подібні криві у бік повільнішого охолодження, а й знижує поріг холодноламкості. Система легування Cr–Ni–Mo–V, що застосовується в деяких бро-

ньових сталях (наприклад, у сталях, відповідних MIL-DTL-12560, таких як Mars 280 або Mars 380), забезпечує однорідність властивостей по всій товщині, запобігаючи утворенню м'яких зон у центрі плити.

Аналіз броньових сталей виробництва ЄС і США. Для детальнішого аналізу сучасних тенденцій легування броньових сталей доцільно порівняти підходи різних шкіл танкобудування. Сталі США традиційно спираються на жорсткі військові стандарти MIL, у яких основний акцент зроблено на балістичну повторюваність. Європейські виробники, зокрема SSAB, зробили крок уперед у напрямі «зварюваних сталей високої твердості», мінімізуючи вуглецевий еквівалент за збереження характеристик міцності завдяки термомеханічній обробці (TMCP). Відмінності в підходах до легування між американською школою виробництва броні (MIL-стандарти) та європейськими виробниками (SSAB, ThyssenKrupp) зумовлені вимогами до зварюваності та вартості. США традиційно використовують консервативні, але перевірені системи Cr–Ni–Mo–V, тоді як Європа активно впроваджує сталі зі зниженим вмістом нікелю, компенсуючи його бором і TMCP (табл.1, 2).

Стандарти США MIL-DTL-46100 і MIL-DTL-12560. Американська сталь MIL-DTL-46100 (HNA) орієнтована на досягнення твердо-

Таблиця 1. Порівняння закордонних броньових сталей

Марка сталі/стандарт	Країна	Твердість, <i>HV</i>	Номінальна система легування	Ударна в'язкість
MIL-DTL-46100 MIL-DTL-12560 [4, 5]	США	477...534 210...470	Загальні вимоги до складу	УВ MIL-стандартах наведені вимоги до ударної в'язкості, тільки їх потрібно перевести в метричну систему
Armoх 500Т Armoх 600Т [6]	Швеція	480...540 570...640	Cr–Ni–Mo–В	$KCV^{40} \geq 25$ Дж $KCV^{40} \geq 12$ Дж
Mars500 [14]	Франція	477...534	Cr–Ni–Mo–В	$KCV^{40} \geq 24$ Дж
Ramor 500 [7]	Фінляндія	490...560	Cr–Mo–Ni–В	$KCV^{40} \geq 20$ Дж

Таблиця 2. Вплив легувальних елементів на структуру та властивості

Елемент	Діапазон ННА, %	Діапазон УННА, %	Вплив на структуру та властивості
Вуглець (C)	0,22...0,32	0,35...0,50	Визначає твердість Ризик холодних тріщин
Марганець (Mn)	0,60...1,50	0,80...1,60	Підвищує прогартуваність Ризик ліквіації
Кремній (Si)	0,20...1,20	0,40...1,00	Стабілізує залишковий аустеніт Уповільнює дифузію вуглецю, запобігаючи утворенню карбідів під час низького відпуску
Хром (Cr)	0,80...1,50	1,00...1,80	Формує спеціальні карбіди Впливає на відпускну стійкість і розмір первинного зерна
Нікель (Ni)	0,50...1,80	2,00...3,50	Забезпечує в'язкість і холодноламкість
Молибден (Mo)	0,20...0,60	0,50...0,80	Формує спеціальні карбіди Запобігає відпускну крихкості Впливає на розмір первинного зерна
Бор (В)	0,001...0,004	0,001...0,005	Різко підвищує прогартуваність
Ванадій (V)	до 0,10	до 0,15	Формує спеціальні карбіди Подрібнює зерно Впливає на відпускну стійкість та розмір первинного зерна

сті 477...534 *HV* за помірного вмісту вуглецю (0,22...0,32 %). Система легування часто містить бор для забезпечення прогартуваності листів завтовшки до 20...25 мм [2, 4, 5, 13]. Для товстолистого прокату застосовують стандарт MIL-DTL-12560, у якому зроблено акцент на високому вмісті нікелю (> 3,0 %), що гарантує відсутність крихких зон у центрі плити та високу живучість під час обстрілу великокаліберними снарядами [4, 5].

Європейські розробки Armoх (Швеція) та Mars (Франція). Сталь Armoх 500Т є еталоном збалансованого легування, у якому хром і молибден доповнені нікелем у кількості, достатній для забезпечення в'язкості за температури –40 °С [1, 2, 6, 14]. Це робить шведську броню однією з найзатребуваніших для легкої та середньої техніки в країнах НАТО [6].

Французька школа (компанія Industeel) у серії Mars робить ставку на ультрависоку чистоту сталі від шкідливих домішок та специфічне легування кремнієм. Сталь Mars 600 (УННА, > 600 *HV*) розроблена спеціально для протидії бронебійним кулям [8, 10, 14]. У цих системах Al використовується для розкислення, зв'язування азоту в нітриди (що важливо для забезпечення ефективності бору) та обмеження зростання зерна під час гартування.

Вплив легувальних елементів на формування структури броньових сталей. Вміст вуглецю (C)

визначає максимально досягну твердість мартенситної матриці броні [1–3, 14]. Його вміст зазвичай знаходиться в діапазоні 0,22...0,32 % для сталей типу ННА (MIL-DTL-46100), для сталей класу УННА (MIL-DTL-32332A) максимально вміст вуглецю може становити до 0,55 мас. %. Це сприяє формуванню структури рейкового мартенситу, що забезпечує необхідний баланс між здатністю руйнувати сердечник снаряда та опором динамічному пробиттю без утворення наскрізних тріщин [4, 10, 15].

Також надлишковий вуглець різко підвищує ризик утворення холодних тріщин у зоні термічного впливу (ЗТВ) [16–19]. При швидкому охолодженні С сприяє формуванню крихкого пластинчастого мартенситу, що робить з'єднання надзвичайно чутливим до водневого окрихнення.

Нікель (Ni) – найцінніший легувальний елемент для забезпечення «живучості» товстолистової броні [1, 3]. Він істотно підвищує в'язкість та знижує температуру холодноламкості, що запобігає крихкому відколу плит під час удару [4, 15]. Крім того, нікель гарантує наскрізну прогартуваність масивних перерізів та однорідність структури по всій товщині [2–3, 14]. При зварюванні нікель сприяє стабілізації аустеніту, що може впливати на механічні властивості ЗТВ. Однак, як зазначається, при балістичних навантаженнях (швидкості деформації $\sim 10^4$ с^{–1}) наявність значної кількості залишкового аустеніту

має неоднозначний вплив на динамічну міцність, оскільки може сприяти локалізації зсувній деформації в адіабатичному режимі. Тим не менш, нікель сприяє отриманню в'язкої дрібнозернистої структури навіть при уповільненому охолодженні. У сталях типу Mars нікель дає змогу отримати в'язку дрібнозернисту структуру навіть при уповільненому охолодженні. Але висока вартість Ni часто змушує оптимізувати склад на користь економніших систем легування для легкої техніки.

Молибден (Mo) уповільнює дифузію шкідливих домішок, таких як фосфор, до границь зерен, запобігаючи міжкристалічному руйнуванню [2, 14]. Додатково Mo забезпечує ефект вторинного твердіння за рахунок формування нанорозмірних стабільних карбідів під час відпуску [20–22]. Також Mo підвищує опір утворенню смуг адіабатичного зсуву (ASB) під час удару [23].

Кремній (Si) відіграє роль у запобіганні відпукний крихкості, сприяючи стабілізації ϵ -карбідів і дозволяючи проводити відпустку за вищих температур без втрати твердості [3, 10, 11, 14].

Хром (Cr) є базовим елементом для забезпечення прогартовуваності в броньових сталях усіх класів [1, 2, 4, 5, 8]. Він уповільнює дифузійний розпад аустеніту, що дає змогу отримувати мартенситну структуру навіть за помірних швидкостей охолодження. У сталях із твердістю понад 400 HB вміст хрому становить 0,8...2,0 %. Також хром бере участь у формуванні спеціальних карбідів типу M_7C_3 під час відпуску, забезпечуючи вторинне зміцнення. Однак надлишок Cr без компенсації Ni знижує в'язкість [4, 5, 8, 11, 13]. Тому в американській сталі MIL-DTL-46100 хром суворо збалансований з молибденом для пригнічення схильності до крихкого руйнування.

Алюміній (Al) у броньових сталях виконує кілька функцій. Він використовується для розкислення, а у поєднанні з азотом утворює дисперсні нітриди AlN, які можуть перешкоджати міграції меж зерен аустеніту при нагріванні, сприяючи подрібненню зерна. Однак у броньових сталях контроль розміру зерна частіше здійснюється за рахунок карбонітридів ванадію та титану. Мікродобавки алюмінію та титану також важливі для запобігання утворення нітридів бору, забезпечуючи його ефективність. Вміст алюмінію повинен бути суворо обмеженим (до 0,05 %), оскільки його надлишок може призвести до утворення оксидних включень, що є концентраторами напружень [10, 15, 16]. У сталях типу Ramor 500 алюміній застосовують у поєднанні з Ti для створення комплексної системи подрібнення структури.

Мікролегування ванадієм (V) використовується для контролю розміру зерна аустеніту [8–10]. Утворюючи дрібнодисперсні карбонітриди, він блокує зростання зерен під час нагріву під гартування, забезпечуючи ультрадисперсну структуру [1]. Під час зварювального нагріву частинки ванадію перешкоджають зростанню зерен у перегрітих ділянках ЗТВ, зберігаючи її в'язкість [20, 22]. Це підвищує опір броні «вимиванню» металу при контакті з високошвидкісним індентором (наприклад, кумулятивним струменем або бронебійним сердечником). Ванадій часто застосовують у поєднанні з ніобієм для досягнення максимальної балістичної ефективності сталей, наприклад Aramox 500T, Ramor 500 (V, Nb < 0,02 мас. %) [5, 12, 13].

Бор (B) у надзвичайно малих дозах (0,001...0,005 %) різко підвищує прогартовуваність сталі [1, 2]. Сегрегуючи на границях зерен аустеніту, він пригнічує зародження фериту, що дає змогу отримувати мартенсит у тонких листах [3, 14]. Проте ефективність бору критично залежить від ступеня розкислення сталі титаном або алюмінієм. Під час зварювання надлишок бору може призвести до утворення крихких боридних евтектик по границях зерен, що знижує ударну в'язкість ЗТВ [14, 18, 19].

Шкідливі домішки – сірка (S) та фосфор (P) (вміст < 0,005 %) – знижують динамічну міцність і живучість броньової плити [1, 2]. Сірка утворює витягнуті сульфідні включення, які стають концентраторами напружень та ініціюють розшарування під час удару [4, 11]. Фосфор спричиняє сильне окрихчення границь зерен, що призводить до розколювання плит під час обстрілу [1, 3, 14]. Для броні високої твердості критично важливою є надвисока чистота сплаву, де наявність сірки та фосфору провокує формування смуг адіабатичного зсуву та сповільнене руйнування у зоні зварювання.

Спільний (синергетичний) вплив легувальних елементів. Найвища балістична ефективність досягається за синергетичної взаємодії комплексів типу Cr–Ni–Mo–V [1, 2]. Хром і марганець забезпечують прогартовуваність, нікель – в'язкість матриці, а молибден і ванадій – стабільність до відпуску та дрібне зерно [11, 15]. Таке поєднання гарантує відсутність «м'яких зон» навіть у центрі масивних плит важкої техніки [1, 14].

У зоні зварювання (область металу, яка піддається термічному впливу в процесі зварювання, включаючи ЗТВ та метал шва) синергія Si та Al допомагає утримувати твердість, уповільнюючи розпад мартенситу та запобігаючи росту зерна [6,

8, 10]. Проведений статистичний аналіз броньових сталей показав, що для тонких листів оптимальним є відношення $Al/Si < 0,02$ (при $< 0,02 \dots 0,025$ % Al; 1,0...1,5 % Si), а для товстих $Al/Si > 0,1$ (0,03...0,10 % Al; 0,10...0,35 % Si). Синергія забезпечується саме поєднанням обох елементів і відповідній кількості, у цього відношення є максимум – при 0,05 % Al та 1 % Si. Це дає змогу зберігати захисні властивості зварного вузла на рівні, близькому до основного металу. Оптимальний баланс легувальних елементів забезпечує формування структури, здатної поглинати енергію удару [1, 4, 10, 15]. Для ефективного поглинання енергії удару необхідна структура з поєднанням високої міцності та в'язкості, здатна до пластичної деформації без крихкого руйнування. Це може бути відпущений мартенсит, нижній бейніт або їхня комбінація, з дрібнозернистою структурою та відсутністю крихких фаз. Узагальнений вплив легувальних елементів на структуру та властивості наведено в табл. 2.

Процеси структуроутворення в металі ЗТВ.

Формування структури в броньових сталях підпорядковується механізмам кінетики мартенситного перетворення. У тонких листах домінує рейковий мартенсит із високою щільністю дислокацій. Механізм деформації такої структури при попаданні кулі полягає в опорі локалізації зсувної деформації на мікрорівні в адіабатичному режимі, що дозволяє поглинати енергію удару без утворення наскрізних тріщин. У товстолистовій броні через уповільнене охолодження часто присутня суміш мартенситу та нижнього бейніту, що є перевагою: нижній бейніт має кращу релаксаційну здатність. Сталі типу MIL-DTL-12560 проєктуються так, щоб навіть за наявності бейнітних складових зберігалася твердість вище за критичний поріг [2, 4, 5, 10].

Основним інструментом керування структурою металу перегрітих вище від температури аустенізації ділянок ЗТВ є контроль часу охолодження в інтервалі $600 \dots 500$ °C ($\Delta t_{6/5}$) для сталей ННА та $600 \dots 200$ °C ($\Delta t_{6/2}$) для сталей УННА. Швидке охолодження ($W_{6/5} > 30 \dots 50$ °C/c) забезпечує формування майже 100 % мартенситу. Це гарантує збереження твердості на рівні основного металу, але створює високий рівень структурних напружень і пересичення воднем, що призводить до появи тріщин та уповільненого руйнування [24, 25]. Проміжні швидкості охолодження ($W_{6/5} = 10 \dots 25$ °C/c) призводять до формування бейнітно-мартенситних сумішей. У сталях ННА це є найбільш сприятливим, оскільки нижній бейніт забезпечує високу в'язкість, здатну зупиняти тріщини за динамічного навантаження [26, 27]. При повільному охоло-

дженні ($W_{6/5} < 5 \dots 7$ °C/c) аустеніт розпадається з утворенням верхнього бейніту та зернистого бейніту з острівцями мартенситно-аустенітної складової (М–А). Це призводить до різкого падіння твердості та ударної в'язкості, формуючи зони знеміцнення, які легко пробиваються снарядами без руйнування їхнього осереддя [28, 29].

Для броньових сталей УННА більш інформативним параметром охолодження є інтервал $600 \dots 200$ °C ($t_{6/2}$), оскільки саме в цій області відбувається основна фазова перебудова мартенситу та стабілізація залишкового аустеніту [2]. Контроль охолодження до 200 °C є важливим для запобігання накопиченню дифузійного водню в найбільш крихких ділянках ЗТВ.

Зварювання високоміцних броньових сталей є критичним етапом, на якому відбувається локальна деградація вихідної структури, створеної під час термічної та іноді термомеханічної обробки. ЗТВ являє собою послідовність ділянок, кожна з яких має унікальні механічні властивості. Основна проблема полягає в тому, що легувальні елементи, які забезпечують твердість, в умовах зварювального циклу можуть провокувати крихкість або надмірне знеміцнення металу.

Ділянка перегріву та кінетика росту аустенітного зерна. В області, безпосередньо прилеглої до лінії сплавлення, метал нагрівається до температур $1100 \dots 1450$ °C, що призводить до повної аустенізації та розчинення зміцнювальних фаз. За відсутності ефективних бар'єрів (наприклад, нітридів алюмінію або титану) відбувається лавиноподібне зростання зерна аустеніту, що знижує в'язкість руйнування. У результаті формується крупногочастий мартенсит. На рис. 2 наведено мікроструктуру ділянки перегріву найпоширеніших сталей закордонного виробництва. Для броньових сталей це – найкритичніша зона, оскільки тут різко знижується ударна в'язкість і виникають умови для водневої крихкості [6, 8, 10, 13, 15]

На ділянці ЗТВ, нагрітій до температур $A_{c1} \dots A_{c3}$ (зона неповної перекристалізації), відбувається частковий розпад мартенситу та коагуляція карбідів, що призводить до формування різних структурних складових. Найбільше знеміцнення, зі зниженням твердості на 100...150 одиниць HV і більше, спостерігається в зоні відпуску, безпосередньо прилеглої до зони неповної перекристалізації, де відбувається інтенсивний відпуск мартенситу. Цей процес створює на початку ділянки відпуску у зварному з'єднанні концентратор пластичних деформацій при динамічному ударі [10–13, 15].

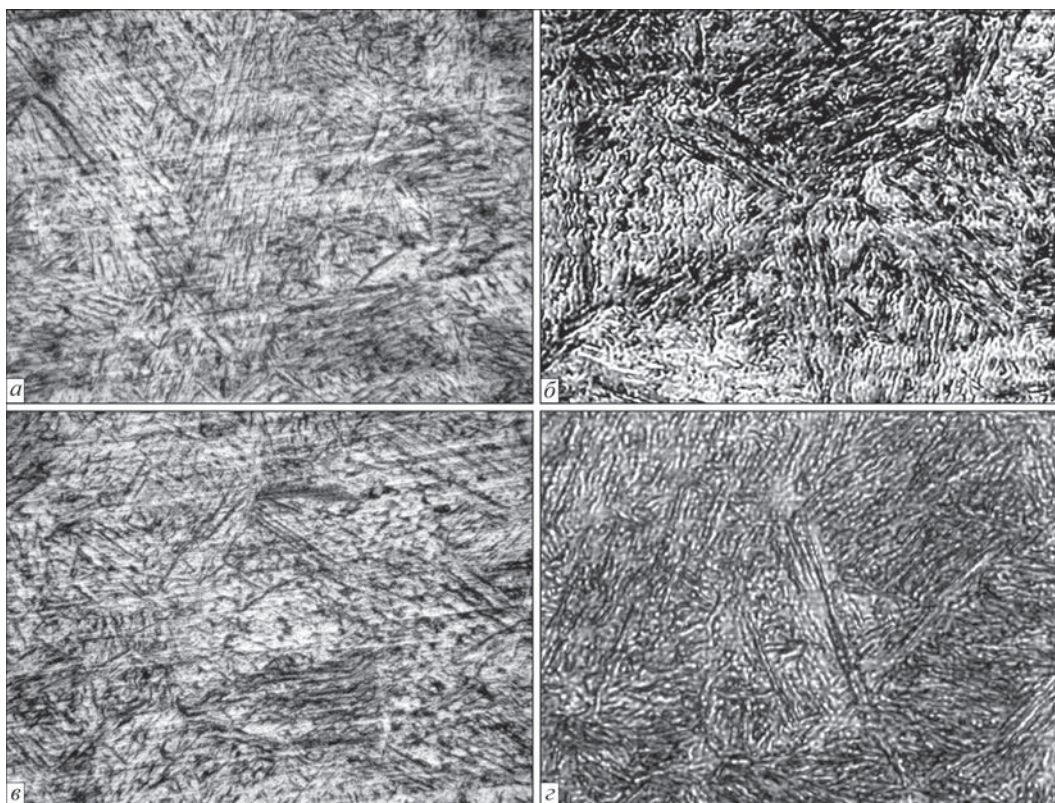


Рис. 2. Мікроструктура ділянки перегріву ЗТВ високоміцних броньових сталей: *a* – ARMOX 500T, *б* – ARMSTAL 500, *в* – RAMOR 500; *з* – QUARDIAN 500, $\times 500$

У сталях із високим вмістом Si зона знеміцнення може бути вузкою, а падіння твердості менш суттєвим, оскільки кремній перешкоджає коагуляції карбідів. Однак, як показують дослідження [15], вплив кремнію на знеміцнення ЗТВ залежить від загальної системи легування та умов зварювання (наприклад, погонної енергії). У деяких випадках сталі з високим вмістом кремнію та оптимізованою системою легування можуть демонструвати меншу ступінь зміцнення в ЗТВ. Молібден забезпечує збереження твердості металу ЗТВ за рахунок вторинного твердорозчинного зміцнення та формування стабільних нанорозмірних карбідів Mo_2C .

Роль алюмінію (збалансованого з азотом), а також ванадію й титану проявляється в їхній здібності утворювати термічно стабільні частинки (AlN , VC , TiN , TiC), які стримують міграцію границь зерен навіть за короткочасного нагрівання до надкритичних температур. Однак за надмірно високої погонної енергії зварювання ці частинки можуть розчинятися й захисний ефект зникає, що притаманно зварюванню товстолистової броні (> 20 мм) з глибоким проплавленням.

Хром і марганець схильні до сегрегації на границях зерен у ЗТВ. Це створює мікроскопічні ділянки з підвищеним вуглецевим еквівалентом. Під час охолодження ці ділянки перетворюються на крихкі фази раніше за решту маси металу, що

призводить до виникнення «холодних» тріщин. У сталях США типу MIL-DTL-46100 для компенсації цього ефекту суворо контролюють співвідношення Mn/Si [4, 11–13, 15].

Вплив легувальних елементів на кінетику перетворення аустеніту. Легувальні елементи мають визначальний вплив на положення критичних точок перетворення, температури початку та завершення утворення бейніту й мартенситу, а також на швидкість розпаду аустеніту, що дає змогу керувати мікроструктурою броні під час термічної обробки та зварювання (рис. 3).

Вуглець (C) є найефективнішим елементом, що знижує температури початку (M_s) і завершення (M_f) мартенситного перетворення. Зростання концентрації вуглецю призводить до суттєвого збільшення інкубаційного періоду перетворення аустеніту, зсуваючи C-подібні криві вправо й тим самим підвищуючи прогартовуваність сталі [30]. Це дає змогу отримувати мартенситну структуру в більш масивних перерізах за нижчих швидкостей охолодження. З погляду кінетики, вуглець уповільнює всі дифузійні процеси (феритне та перлітне перетворення), що є критично важливим для запобігання утворенню м'яких фаз у броні. Водночас надмірне зниження точок M_s і M_f за високого вмісту вуглецю може призвести до збереження в структурі значної кількості залишкового аустеніту.

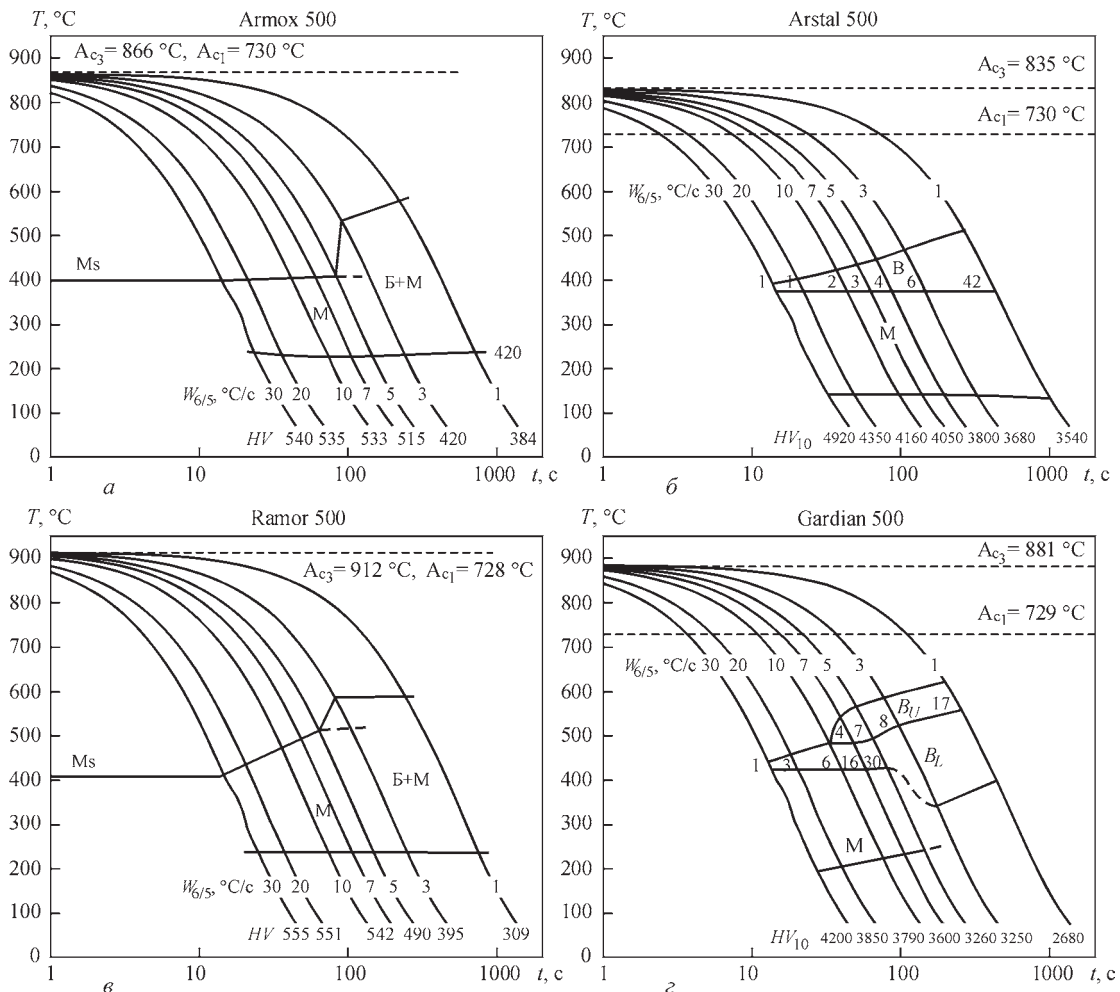


Рис. 3. Термокінетичні діаграми перетворення аустеніту високоміцних броньових сталей: а – ARMOX 500, б – ARMSTAL 500, в – RAMOR 500, г – QUARDIAN 500 [2, 10]

Це потребує або обробки холодом, або спеціально-го відпуску для стабілізації властивостей [31].

Марганець (Mn) належить до сильних аустенітоутворюючих елементів, які ефективно знижують критичні температури A_{c1} і A_{c3} під час нагрівання. Під час охолодження марганець суттєво знижує температуру M_s і уповільнює швидкість розпаду аустеніту, що робить його одним із найдешевших і найефективніших способів підвищення прогартовуваності [32]. Кінетичний вплив марганцю проявляється у значному підвищенні стійкості аустеніту в перлітній області. Марганець різко знижує критичну швидкість гартування, даючи змогу використовувати масляне або навіть повітряне охолодження для тонких броньових листів [33]. У товстолистовій броні його вміст обмежують через схильність до ліквіації, яка може призводити до смугастості структури та неоднорідності властивостей.

Нікель (Ni), подібно до Mn, розширює аустенітну область і знижує температури A_{c1} , A_{c3} та M_s . Унікальність нікелю полягає в тому, що він знижує температуру евтектоїдного перетворення,

даючи змогу проводити аустенізацію за нижчих температур нагріву, що важливо для запобігання зростанню зерна в товстолистовій броні та збереження високої в'язкості матриці [32]. З точки зору кінетики нікель суттєво зсуває ССТ-діаграми в область більшого часу, забезпечуючи наскрізну прогартовуваність плит завтовшки $> 20 \dots 40$ мм [27, 34]. Він підвищує стійкість аустеніту до утворення фериту й перліту, практично не впливаючи на швидкість бейнітного перетворення. Це дає змогу досягати однорідної мартенситної або бейнітно-мартенситної структури в центрі масивних броньових плит [32, 34].

Хром (Cr) і молібден (Mo) є феритоутворюючими елементами, які підвищують температури A_{c1} і A_{c3} , але водночас різко уповільнюють дифузійний розпад аустеніту. Мо особливо ефективний у розділенні перлітного та бейнітного «носів» на С-подібних кривих, що дає змогу вибірково керувати формуванням структури [31, 35]. Хром збільшує глибину прогартовуваності, забезпечуючи рівномірну твердість по перерізу [36]. Їхній спільний вплив на кінетику проявляється у створенні

широкого діапазону стійкості переохолодженого аустеніту, що дає можливість застосовувати ступінчасте гартування або ізотермічну витримку для отримання наноструктурного бейніту чи рейкового мартенситу з високою щільністю карбідів [37]. Крім того, ці елементи запобігають оборотній відпускній крихкості, блокуючи міграцію шкідливих домішок під час охолодження [32, 37].

Бор (В) у вкрай малих дозах (0,001...0,003 %) радикально підвищує прогартуваність сталі, практично не впливаючи на положення температур M_s і M_f . Його дія ґрунтується на сегрегації на границях зерен аустеніту, що пригнічує зародження фериту та перліту [38]. Це робить бор незамінним для виробництва броні малої товщини (< 15 мм). Кінетично бор значно збільшує час початку розпаду аустеніту в області високих температур (перлітна зона). Проте його ефективність різко знижується за наявності в сталі азоту, який зв'язує бор в нітриди [32]. Тому бор застосовують у поєднанні з сильними нітридоутворюючими елементами (Ti, Al).

Кремній (Si) підвищує температури початку перетворень A_{c1} і A_{c3} , виступаючи стабілізатором фериту. Його основна роль у кінетиці перетворень полягає у майже повному пригніченні виділення цементиту з аустеніту під час охолодження або з мартенситу під час відпуску [39]. Це дає змогу зберігати вуглець в аустеніті, що призводить до реалізації TRIP-ефекту та підвищення енергопоглинальної здатності [39]. При > 0,5 % кремній уповільнює кінетику бейнітного перетворення, сприяючи формуванню безкарбідного бейніту. Водночас надлишок кремнію в товстих плитах може призводити до зниження пластичності через утворення силікатних включень.

Мікролегувальні елементи, такі як ніобій (Nb), ванадій (V), титан (Ti) та бор (В), впливають на перетворення переважно через контроль розміру зерна аустеніту. Ніобій істотно підвищує температуру початку рекристалізації (T_r), що дає змогу проводити прокатку в режимі накопичення деформації [40]. Подрібнення зерна, у свою чергу, підвищує температуру початку перетворення аустеніту у ферит (A_{r3}), але знижує схильність до росту зерна в ЗТВ [34]. Кінетично ці елементи, виділяючись у вигляді дрібнодисперсних карбонітридів, слугують центрами зародження фаз, що може прискорювати перетворення в певних температурних інтервалах. Ванадій сприяє вторинному зміцненню під час відпуску, виділяючись у вигляді нанорозмірних карбідів за температур 500...600 °C [37]. Титан ефективно зв'язує азот, забезпечуючи ста-

більну дію бору та запобігаючи старінню сталі під дією ударних навантажень [32].

Вплив легувальних елементів на опір броньових сталей різним типам руйнування. Холодні тріщини та інші види уповільненого руйнування. Холодні тріщини є основним дефектом під час зварювання броньових сталей високої твердості, що виникає під дією залишкових напружень і дифузійного водню. Ризик їхньої появи оцінюють за вуглецевим еквівалентом (C_{eq} або P_{cm}), критичний поріг > 0,5...0,6 % [11–13, 15]. Легувальні елементи впливають на цей процес через зміну температури початку мартенситного перетворення (M_s) та кінетику дифузії водню.

Хром, підвищуючи прогартуваність, одночасно збільшує жорсткість мартенситної ґратки, що робить зону перегріву чутливішою до концентраторів напружень. У товстолистовій броні (Cr = 1,5...2,0 %) ризик тріщиноутворення зменшують попереднім підігрівом до 100...150 °C. Попередній підігрів є загальноприйнятою практикою при зварюванні броньових сталей, його необхідність визначається вуглецевим еквівалентом, погонною енергією зварювання, а також вмістом дифузійного водню, що обумовлений складом зварювальних матеріалів і способом зварювання [4, 11, 13, 15]. Це дає змогу уповільнити швидкість охолодження та забезпечити десорбцію водню з металу шва та ЗТВ. Алюміній опосередковано (через подрібнення зерна) впливає на опір утворенню тріщин. Дрібнозерниста структура має більшу сумарну протяжність границь зерен, які слугують «пастками» для дифузійного водню, знижуючи його локальну концентрацію в критичних вузлах ґратки [11, 13, 15, 18]. Мікролегування Ti та V (0,01...0,03 %) створює «пастки» для водню у вигляді дрібнодисперсних карбідів TiC і VC. Таким чином, сталі з розвинутою системою мікролегування (Al, Ti, V) виявляються технологічнішими під час зварювання складних вузлів бронекорпусів.

Для запобігання утворенню холодних тріщин використовують низьколеговані зварювальні матеріали, які зменшують градієнт твердості між швом і основним металом. Також роблять витримку бронеплит за температур 150...200 °C протягом кількох годин одразу після зварювання, що призводить до десорбції водню [11, 15, 18].

Протидія відпускній крихкості. Під час термічної обробки виникає явище різкого зниження ударної в'язкості в певних температурних інтервалах відпуску. Для броні це неприпустимо, оскільки її живучість безпосередньо залежить від

здатності матеріалу протистояти крихкому руйнуванню за надвисоких швидкостей деформації. Розрізняють два типи відпускну крихкості – необоротну (I роду) та оборотну (II роду).

Необоротна відпускна крихкість проявляється в інтервалі температур 250...400 °C і відома як «мартенситна крихкість». Механізм її утворення пов'язаний із розпадом пересиченого твердого розчину вуглецю в мартенситі та виділенням карбідів (цементиту) у вигляді суцільних крихких плівок уздовж границь пакетів і рейок мартенситу. Для запобігання цьому виду руйнування застосовують легування кремнієм (зсуває початок виділення цементиту в область вищих температур) [1, 3, 10, 12, 14]. У сталях із 1,5 % Si зона необоротної відпускну крихкості зміщується за межі 400 °C, що дає змогу проводити низький відпуск без ризику крихкості, зберігаючи твердість 500...550 HB.

Оборотна відпускна крихкість розвивається під час нагрівання в інтервалі 450...600 °C або за повільного охолодження через цей інтервал. Це – найнебезпечніший тип крихкості для товстолистової броні (> 20 мм), оскільки масивні плити після відпуску охолоджуються досить повільно по всій товщині. Механізм її утворення пов'язаний із міграцією шкідливих елементів (P, Sb, Sn, As) до границь колишніх аустенітних зерен, що послаблює міжатомні зв'язки на границях і призводить до міжкристалітного руйнування [4, 10, 13]. Деякі елементи, такі як Cr і Mn, підсилюють схильність до оборотної відпускну крихкості, оскільки сприяють сегрегації фосфору на границях зерен. У сталях типу MIL-DTL-12560 (1,5 % Cr) ризик крихкості є вкрай високим [1, 2, 4, 5, 10, 13].

Молібден є ключовим елементом для пригнічення крихкості II роду. У кількості 0,3...0,6 % він уповільнює дифузію фосфору та сам сегрегує на границях, зміцнюючи їх. Саме тому важка танкова броня (наприклад, сталь Mars280/380) завжди легується молібденом [5, 10, 14, 13].

Алюміній опосередковано знижує чутливість до відпускну крихкості обох типів через механізм подрібнення зерна. Дрібнозерниста структура має велику сумарну площу границь зерен, унаслідок чого концентрація шкідливих домішок (зокрема фосфору) на одиницю площі границь стає значно нижчою за критичну і крихкість не розвивається.

У зоні термічного впливу (ЗТВ) на ділянках, нагрітих до 300...400 °C, може розвинути локальна необоротна крихкість. Якщо сталь не легована

кремнієм, ця ділянка стане осередком зародження тріщин під час обстрілу. За багат шарового зварювання товстих плит, коли попередні шари піддаються повторному нагріву наступними проходами, виникає ризик оборотної крихкості.

Для мінімізації цих ефектів у високоміцних броньових сталях необхідно прагнути до максимально низького вмісту фосфору (< 0,010 %) та сірки (< 0,005 %), чого досягають електрошлаковим переплавом (ESR) або вакуумно-дуговим переплавом (VAR). Також потрібно забезпечити збалансоване легування – обов'язкове введення Mo для товстих (> 20 мм) і Si для тонких листів, що піддаються низькому відпуску.

Висновки

Аналіз впливу систем легування високоміцних броньових сталей показує, що товщина броні є визначальним фактором при виборі хімічного складу.

1. Для товщин понад 20 мм «економне» легування призводить до деградації властивостей у центрі плити. Роль хрому, кремнію та алюмінію виходить за межі простого зміцнення – вони визначають технологічну живучість матеріалу під час зварювання та довготривалу експлуатаційну надійність. Майбутнє броньових сталей полягає у сфері мікролегування ніобієм, алюмінієм і ванадієм з метою створення нанорозмірних бар'єрів, що обмежують зростання зерна в ЗТВ.

2. Проведений аналіз показав, що для високоміцних сталей завтовшки < 20 мм ефективними є системи легування з бором і хромом. Для сталей завтовшки > 20 мм необхідне комплексне легування Ni–Cr–Mo для забезпечення структурної однорідності. Статистичний аналіз показав, що для збереження твердості металу ЗТВ при зварюванні важливо контролювати як особисто концентрацію Si та Al, так і рівень їхнього співвідношення.

3. На основі аналізу систем легування, що застосовуються в країнах ЄС і США, можна сформулювати такі рекомендації для проєктування броні. Для легкої броні (< 20 мм): вміст вуглецю має становити 0,22...0,28 % C (для твердості 450...500 HB); система легування Mn–Cr–B із додаванням бору (0,002 %) дає змогу зменшити кількість дефіцитних Ni та Mo; мікролегування титаном Ti (0,02 %) – для зв'язування азоту (щоб бор працював ефективно) та захисту від уповільненого руйнування; а також використання кремнію (до 1,5 %)

4. Для товстолистової броні (> 20 мм) вміст вуглецю має становити 0,26...0,32 % C (для компенсації меншої швидкості охолодження в центрі пли-

ти); доцільною є система легування Cr–Ni–Mo із вмістом нікелю 2,5...4,0 % для забезпечення в'язкого руйнування та пригнічення холодноламкості в товстих перерізах, а молібдену (> 0,5 %) – для запобігання відпускнуї крихкості під час повільного охолодження після відпуску масивних плит.

Список літератури/References

- Bhadeshia, H.K.D.K., Honeycombe, R.W.K. (2006) *STEELS: Microstructure and Properties*. 3rd ed., Elsevier, Amsterdam. ISBN: 978-0-750-68084-4. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-7506-8084-4.X5000-6>
- Kostin, V.A., Poznyakov, V.D., Berdnikova, O.M. et al. (2021) Influence of structural transformations on the mechanical properties of welded joints of armor steels. *Mater. Sci.*, **56**(4), 472–480. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00453-1>
- Bandyopadhyay, P.S., Kundu, S., Ghosh, S.K. et al. (2011) Structure and properties of a low-carbon, microalloyed, ultra-high-strength steel. *Metall. Mater. Trans. A*, **42**, 1051–1061. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0523-9>
- MIL-DTL-46100E (2008) *Military specification: Armor plate, steel, wrought, high-hardness*. U.S. Department of Defense.
- MIL-DTL-12560K (2013) *Military specification: Armor plate, steel, wrought, homogeneous (For use in combat vehicles and for ammunition testing)*. U.S. Department of Defense.
- Madhu, V., Bhat, T.B., Gupta, N.K. (2003) Normal and oblique impacts of hard projectile on single and layered plates an experimental study. *Defence Sci. J.*, **53**(2), 147–156. DOI: <https://doi.org/10.14429/dsj.53.2139>
- Bekci, M.L., Canpolat, B.H., Usta, E. et al. (2021) Ballistic performances of Ramor 500 and Ramor 550 armor steels at mono and bilayered plate configurations. *Eng. Sci. Technol., Int. J.*, **24**(4), 990–995. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jestech.2021.01.001>
- Industeel (ArcelorMittal) (2023) *Mars protection steels: Technical characteristics and ballistic performance*. <https://industeel.arcelormittal.com/wp-content/uploads/2024/01/DS-PROTECTION-MARS-500-EN-23.pdf>
- Coufal, V., Křesťan, J., Vnouček, M. (2022) Ballistic resistance of ARMOX advance according to NATO standard AEP-55 STANAG 4569. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, **1243**, 012002. DOI: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/1243/1/012002>
- Bernatskyi, A.V., Berdnikova, O.M., Sydorets, V. (2021) Laser welding of stainless steel 321 in different welding positions. *Solid State Phenomena*, **313**, 106–117 DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.313.106>
- Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Madhusudhan Reddy, G. (2008) Hydrogen induced cold cracking studies on armour grade high strength, quenched and tempered steel weldments. *Int. J. of Hydrogen Energy*, **33**(7), 1897–1908. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2008.01.035>
- Abedini, A., Rastegary, H., Emam, S.M. (2022) Effect of quenching and partitioning process on the microstructure and tensile properties of medium carbon high silicon steel. *J. Metall. Mater. Eng.*, **33**(2), 59–72. DOI: <https://doi.org/10.22067/jmme.2022.74973.1039>
- Kostin, V.A., Grigorenko, G.M., Poznyakov, V.D. et al. (2020) Structural transformations of the metal of heat-affected zone of welded joints of high-strength armor steels. *Mater. Sci.*, **55**(6), 863–869. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00380-7>
- Zhao Zheng-zhi, Tong Ting-ting, Zhao Ai-min et al. (2014) Effect of Mn and Si on the microstructure and mechanical properties of medium manganese hot-rolled high-strength steel. *Chinese J. of Engineering*, **36**(S1), 133–139. DOI: <https://doi.org/10.13374/j.issn1001-053x.2014.s1.025>
- Wen, H., Wang, Q., Dou, Y. et al. (2024) Comparison of strengthening mechanism of the Nb, V, and Nb-V micro-alloyed high-strength bolt steels investigated by microstructural evolution and strength modeling. *Metals*, **14**(11), 1309. DOI: <https://doi.org/10.3390/met14111309>
- Youssef, M., El-Shenawy, E.H., Khair-Eldeen, W. et al. (2023) The influences of Nb microalloying and grain refinement thermal cycling on microstructure and tribological properties of Armox 500T. *Materials*, **16**(23), 7485. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma16237485>
- Atapek, S.H. (2013) Development of a new armor steel and its ballistic performance. *Defence Sci. J.*, **63**(3), 271–277. DOI: <https://doi.org/10.14429/dsj.63.1341>
- Kim, D.W., Kim, S., Yang, J. et al. (2022) Enhancement of ballistic performance enabled by boron-doping in subzero-treated (ferrite+austenite+martensite) triplex lightweight steel. *Mater. Characterization*, **190**, 112021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112021>
- Yang, Y., Wang, X.-X., Qu, J.-B. (2014) Effect of boron on CGHAZ microstructure and toughness of high-strength low-alloy steels. *J. of Iron and Steel Research Intern.*, **21**, 787–792. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(14\)60142-4](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(14)60142-4)
- Du, Y.-F., Lu, H.-H., Shen, X.-Q. (2022) Coupled effects of banded structure and carbide precipitation on mechanical performance of Cr–Ni–Mo–V steel. *Mater. Sci. Eng.: A*, **832**, 142478. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142478>
- Qian Yu, Yuliang Zhao, Feiyu Zhao (2025) Effect of austenitizing temperature on microstructure and mechanical properties of medium carbon spring steel. *Mater. Letters: X*, **26**, 100251. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mlblux.2025.100251>
- Zhu, K., Shi, H., Chen, H. et al. (2018) Effect of Al on martensite tempering: Comparison with Si. *J. Mater. Sci.*, **53**, 6951–6967. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10853-018-2037-6>
- Souza, E.R.S., Weber, R.P., Monteiro, S.N. et al. (2021) Microstructure effect of heat input on ballistic performance of welded high-strength armor steel. *Mater.*, **14**, 5789. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma14195789>
- Hu, C., Lee, P., Chen, J. (2002) Ballistic performance and microstructure of modified rolled homogeneous armor steel. *J. of the Chinese Institute of Engineers*, **25**(1), 99–107. DOI: <https://doi.org/10.1080/02533839.2002.9670684>
- Dolzhenko, A.S., Dolzhenko, P.D., Belyakov, A.N., Kaibyshev, R.O. (2021) Microstructure and impact toughness of high-strength low-alloy steel after tempforming. *Phys. Metals Metall.*, **122**, 1014–1022. <https://doi.org/10.1134/S0031918X21100021>
- Khan, W., Tufail, M., Chandio, A.D. (2022) Characterization of microstructure, phase composition, and mechanical behavior of ballistic steels. *Mater.*, **15**(6), 2204. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma15062204>
- Kononenko, G.A., Kimstach, T.V., Safronova, O.A., Podolskyi, R.V. (2023) Ways of increasing the stability and survival of rolled sheet made of armored steel (Overview). *Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy*, **37**, 447–464. DOI: <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2023-37-447-464>
- Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Madhusudhan Reddy, G. (2008) Hydrogen induced cold cracking studies on armour grade high strength, quenched and tempered steel weldments. *Int. J. of Hydrogen Energy*, **33**(7), 1897–1908. DOI: <https://doi.org/10.1016/J.IJHYDENE.2008.01.035>
- Savic, B., Cabrilo, A. (2021) Effect of heat input on the ballistic performance of armor steel weldments. *Mater. (Basel)*, **14**(13), 3617. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma14133617>
- Zavdoveev, A.V., Poznyakov, V.D. et al. (2020) Features of structure formation and properties of joints of S460M steel made by pulsed-arc welding. *The Paton Welding J.*, **6**, 9–13. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.06.02>
- Suzuki, T., Teramoto, S., Neishi, Y. (2024) Effect of silicon addition on carbide transition in tempered martensite of middle carbon steels. *ISIJ Intern.*, **64**(2), 268–276. DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISI-JINT-2023-165>
- Bailey, R.E., Swiatek, T.J. (2013) *High hardness, high toughness iron-base alloys and methods for making same*. U.S. Patent No. 8,444,776. U.S. Patent and Trademark Office.

33. Refaiy, H., El-Shenawy, E., Kömi, J., Ali, M. (2026) Strategic niobium integration and thermomechanical processing in the advancement of novel CMnSiAlPMo TRIP-aided bainitic steel. *Sci. Rep.*, **16**, 7509. DOI: <https://doi.org/10.1038/s41598-026-38448-0>
34. Fras, T., Roth, C.C., Mohr, D. (2018) Fracture of high-strength armor steel under impact loading. *Intern. J. of Impact Eng.*, **111**, 147–164. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2017.09.009>
35. Schick, R.E. et al. (2021) Increasing hardenability and hardness of quenching and tempering alloys by substituting chromium with manganese. *Mater. Sci. Forum*, **1016**, 493–498. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.1016.493>
36. Yu, Q., Zhao, Y., Zhao, F. (2024) Influence of nickel on microstructure and mechanical properties in medium-carbon spring steel. *Mater.*, **17**(10), 2423. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma17102423>
37. Caballero, F.G., Bhadeshia, H.K.D.H., Mawella, K.J.A. et al. (2002) Very strong low temperature bainite. *Mater. Sci. Technol.*, **18**(3), 279–284. DOI: <https://doi.org/10.1179/026708301225000725>
38. Slyvins'kyy, O. A., Kvasnyts'kyy, V. V., Vladymyrskyi, I. A. et al. (2024) Effect of heat input during welding on the microstructure and mechanical properties of the heat-affected zone of MIL-A-46100 armour steel. *Metal. Advanc. Technol.*, **46**(7), 663–677. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.46.07.0663>
39. Edmonds, D.V., He, K., Rizzo, F.C. et al. (2006) Quenching and partitioning martensite – A novel steel heat treatment. *Mater. Sci. Eng. A*, **438–440**, 25–34. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.133>
40. Zhao, Y., Zheng, J., Chen, L., Liu, X. (2022) Static recrystallization behavior of low-carbon Nb-V-microalloyed forging steel. *Metals*, **12**(10), 1745. <https://doi.org/10.3390/met12101745>

INFLUENCE OF ALLOYING ELEMENTS ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH-HARDNESS STEEL WELDED JOINTS (Review)

V.A. Kostin, V.D. Poznyakov, I.I. Alekseenko, T.O. Alekseenko, O.S. Kushnarova, O.M. Berdnikova

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: valerykostinepwi@gmail.com

This article provides a comprehensive metallurgical analysis of high-hardness (450...550 HB) and ultra-high-hardness (>600 HB) armor steels. The primary focus is placed on the selection of an alloying system based on the armor plate thickness (with a threshold of 20 mm) and the corresponding metal hardness). The mechanisms of chromium, silicon, and aluminum influence on hardenability, martensitic structure stability, and ballistic resistance are examined. A dedicated section covers the processes in the heat-affected zone (HAZ) during welding, analyzing the formation of the «softened zone» and methods for preventing delayed fracture. A comparative analysis of US (MIL standards) and EU armor steels (ArmoX, Mars, Ramor) identifies modern trends in protection design for light and heavy armored vehicles. 40 Ref., 2 Tabl., 3 Fig.

Keywords: high-hardnesssteels, HHA, UHHA steels, structure, HAZ metal, coldcracks, delayedfracture, CCT diagrams

ORCID

V.A. Костін – <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, В.Д. Позняков – <https://orcid.org/0000-0001-8581-3526>,
 І.І. Алексєєнко – <https://orcid.org/0000-0002-2595-1684>, Т.О. Алексєєнко – <https://orcid.org/0000-0001-8492-753X>,
 О.С. Кушнарєва – <https://orcid.org/0000-0002-2125-1795>, О.М. Берднікова – <https://orcid.org/0000-0001-9754-9478>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

V.A. Костін

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: valerykostinepwi@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

V.A. Костін, В.Д. Позняков, І.І. Алексєєнко, Т.О. Алексєєнко, О.С. Кушнарєва, О.М. Берднікова (2026) Вплив легувальних елементів на структуру та властивості зварних з'єднань сталей високої твердості (Огляд). *Автоматичне зварювання*, **05**, 10–21. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.05.02>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 26.02.2026

Отримано у переглянутому вигляді 25.05.2026

Підписано до друку 30.09.2026

Оприлюднено 20.10.2026



ВПЛИВ ДИНАМІЧНОГО ШАРУ РІДКОГО РОЗПЛАВУ НА ФОРМУВАННЯ З'ЄДНАНЬ ПРИ ПРЕСОВОМУ ЗВАРЮВАННІ ТРУБ МАГНІТОКЕРОВАНОЮ ДУГОЮ

В.С. Качинський¹, D. Allford², В.І. Клименко¹

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

²ARC SPECIALTIES, 1730 Stebbins Drive, Houston, TX 77043-2807 USA. E-mail: dan@arcspecialties.com

Наведено результати експериментальних і теоретичних досліджень процесу пресового зварювання магнітокерованою дугою (ПЗМД) товстостінних труб із вуглецевих і високоміцних трубних сталей. Встановлено, що визначальним чинником формування якісного зварного з'єднання є кероване формування та утримання в зазорі між торцями труб суцільного шару рідкого розплаву в період, що безпосередньо передус осадженню. Показано, що керований рух дуги у зовнішньому магнітному полі забезпечує рівномірний нагрів по периметру та товщині кромок, знижує локальні перегріви та відхилення від оптимальних значень температурного поля та мікроструктури ЗТВ. Виявлено режим комбінованого дуго-електроконтактного нагрівання, за якого рідкі контакти великої площі підтримують суцільний розплав навіть при зварюванні труб зі стінкою, що перевищує діаметр активних плям дуги. Експериментально підтверджено, що зварні з'єднання труб діаметром до 320 мм і товщиною стінки до 16 мм зі сталей X70, X80, 09Г2С, 35, STPG410 та 01Star520 мають характеристики міцності та пластичності на рівні основного металу, а значення ударної в'язкості за температур до -40°C становлять не менше 80 % від його рівня. Процес реалізується без застосування захисних газів і подальшої термічної обробки. Бібліогр. 23, рис. 12.

Ключові слова: пресове зварювання магнітокерованою дугою (ПЗМД), товстостінні труби, кероване магнітне поле, рідкий розплав, зона термічного впливу, ударна в'язкість

Вступ. Забезпечення стабільної якості зварних з'єднань неповоротних стиків сталевих труб за високої продуктивності та мінімального впливу людського чинника є одним із ключових завдань для підприємств енергетичного, нафтогазового та машинобудівного комплексів. Особливо гостро ця проблема постає під час зварювання товстостінних труб і трубчастих деталей з товщиною стінки понад 5 мм із високоміцних сталей, де навіть незначні відхилення температурного режиму та умов деформації призводять до суттєвої варіабельності структури й механічних властивостей зварних з'єднань.

Пресове зварювання магнітокерованою дугою належить до високопродуктивних способів зварювання тиском і поєднує концентрований дуговий нагрів із керованим переміщенням джерела тепла у зовнішньому магнітному полі [1–7]. Галузі, де вже застосовується процес ПЗМД: будівництво трубопроводів для систем термічної стабілізації ґрунту за температури навколишнього середовища до -40°C — зварено понад 8 тис. км трубопроводів діаметром до 100 мм, що підтримують у мерзлому стані загалом 25 млн м^3 ґрунту на площі 2,5 млн м^2 ; будівництво тепличних комплексів зварено понад 100 гектарів труб малого діаметра до 70 мм, труб із фітингами для різного використання, виробництво карданних валів тощо в автомо-

більній індустрії, трубчастих корпусів гідравлічних циліндрів та ін. деталей [8–10].

Мета роботи – проведення досліджень із наступним експериментальним обґрунтуванням впливу динамічного шару рідкого розплаву в процесі зварювання на формування з'єднань та розроблення технології ПЗМД труб і трубчастих деталей діаметром до 320 мм і товщиною стінки до 16 мм із високоміцних сталей, адаптованої до умов монтажних і стаціонарних робіт.

Фізичні основи процесу ПЗМД. Суть процесу ПЗМД (рис. 1) полягає в нагріві торців зварюваних труб дуговим розрядом, що переміщується в зазорі під дією зовнішнього магнітного поля, з подальшою осадкою нагрітих торців і формуванням з'єднання у твердій фазі [11–15].

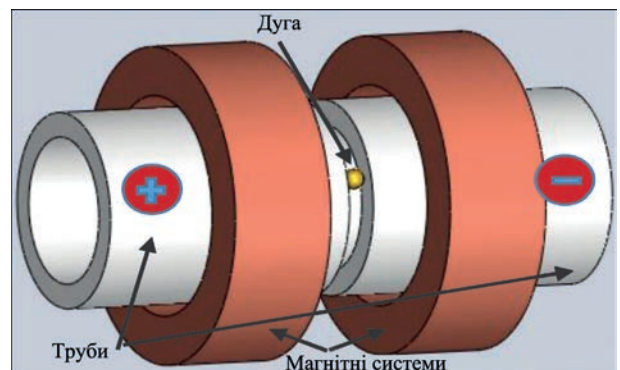


Рис. 1. Схема процесу ПЗМД труб

© В.С. Качинський, D. Allford, В.І. Клименко, 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

Рух дуги визначається дією електродинамічних сил, що виникають унаслідок взаємодії струму дуги I з індукцією магнітного поля B . Радіальна й аксіальна складові магнітного поля та зварювальний струм формують сили, які забезпечують як обертальний рух дуги по периметру труб, так і її поперечні коливання між внутрішньою та зовнішньою поверхнями кромок. Важливу роль при цьому відіграє феромагнітна маса труб, яка впливає на розподіл магнітного поля та сприяє стійкому зміщенню дуги після збудження в зону внутрішніх кромок торців труб [16].

Інтенсивність нагріву торців визначається струмом дуги, швидкістю її руху та характером сканування. На відміну від стаціонарної дуги, швидко переміщувана під впливом зовнішнього магнітного поля дуга формує усереднене температурне поле зі зниженим максимумом температури в приконттактних шарах, що принципово важливо під час пресового зварювання високоміцних трубних сталей.

Вплив рідкого розплаву на формування зварного з'єднання. Як і за інших методів зварювання тиском, для отримання якісних з'єднань при ПЗМД необхідно сформувати задане температурне поле та забезпечити захист нагрітих торців деталей. Вважається [16], що частковий захист від окиснення в зазорі створюють пари металу, які утворюються під час нагрівання дугою. Розроблені в ІЕЗ технології ґрунтуються на концепції, відповідно до якої при ПЗМД, так само як і при контактному стиковому зварюванні оплавленням [17], основною умовою отримання якісних з'єднань є формування на торцях зварюваних деталей у період, що передуює осадженню, шару розплавленого металу та оксидів легувальних елементів, які входять до його складу. Розплав, унаслідок нагрівання дугою, яка швидко переміщується, має температуру, вищу за температуру плавлення зварюваного матеріалу. Експериментально встановлено, що при контактному оплавленні сталей температура розплаву досягає $1700\text{ }^{\circ}\text{C}$, а його кристалізація відбувається в інтервалі $1700\ldots 1370\text{ }^{\circ}\text{C}$. Якщо деформація нагрітих торців деталей здійснюється в межах цього температурного інтервалу, розплав повністю видавлюється зі стику разом з оксидними структурами. Тривалість інтервалу кристалізації розплаву $t_{\text{ж}}$ залежить від теплофізичних властивостей зварюваних матеріалів і прийнятої технології зварювання:

$$t_{\text{ж}} = \frac{\delta_{\text{ж}} \gamma q}{\lambda \frac{d\theta}{dx_{x=0}}}; \quad (1)$$

де $t_{\text{ж}}$ – тривалість кристалізації; $\delta_{\text{ж}}$ – товщина шару розплаву; $\frac{d\theta}{dx_{x=0}}$ – градієнт температурного поля у

приконттактному шарі; λ – коефіцієнт теплопровідності; q – тепловміст розплавленого металу за температур, що перевищують температуру його плавлення.

Під час вибору технології зварювання існує можливість варіювати умови нагрівання труб і частково величину $\delta_{\text{ж}}$. Найбільш сприятливі умови для формування якісного зварного з'єднання реалізуються за забезпечення достатньої товщини шару розплаву та оптимального градієнта температурного поля у приконттактному шарі, що дозволяє здійснити деформацію торців у межах інтервалу кристалізації. За таких умов розплавлений метал разом з оксидними включеннями ефективно видавлюється зі стику, забезпечуючи очищення зони з'єднання та формування однорідної дрібнозернистої структури з підвищеними механічними властивостями.

Експериментальними дослідженнями з використанням високошвидкісної відеозйомки встановлено, що в процесі нагріву на торцях труб формується шар рідкого розплаву, який рухається під впливом та в одному напрямку з дугою (рис. 2), товщина якого під час ПЗМД може досягати $0,6\text{ мм}$ і більше (рис. 3).

У міру зростання температури розплав утримується на поверхні торців силами поверхневого

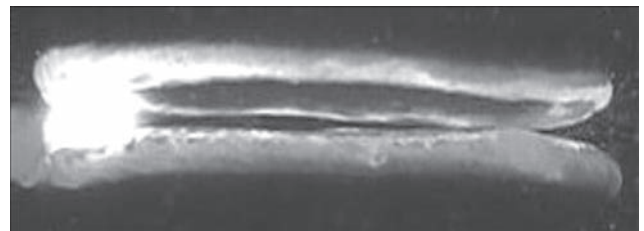


Рис. 2. Формування на торцях рідкого розплаву під дією руху дуги

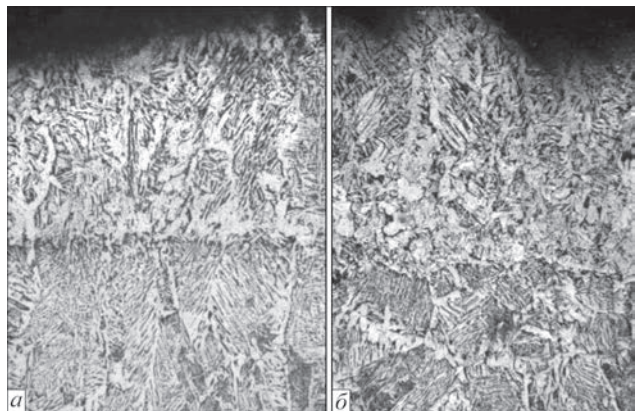


Рис. 3. Структура литого металу на катоді (а) та аноді (б), $\times 200$

натягу, а за досягнення критичної товщини починає переміщуватися синхронно з дугою. Рух розплаву зумовлений спільною дією електродинамічних сил і газодинамічного тиску в дуговому зазорі. Цей рух призводить до інтенсивного перемішування розплаву, його оновлення та вирівнювання по периметру й товщині кромek труб.

Із використанням швидкісної відеозйомки (5000 кадрів/с) досліджено процес формування розплаву на торцях труб під час нагрівання рухомою дугою в інтервалі, що безпосередньо передуює осадженню. На рис. 4 наведено серію високошвидкісних кадрів процесу формування динамічного шару розплавленого металу в дуговому зазорі труб у режимі дугового нагрівання. Видно, що розплав не формує стаціонарну зварювальну ванну, а існує у вигляді тонкого, протяжного та нестійкого шару, який безперервно деформується, витягується вздовж осі зазору та локально розривається під дією теплових, електромагнітних і гідродинамічних сил.

Під дією зовнішнього магнітного поля рідкі контакти здійснюють керований рух по всій площі торців, що забезпечує збереження суцільного рідкого шару до моменту осадження. У процесі еволюції динамічного шару спостерігається його розширення та збільшення площі рідкого контакту між торцями, що призводить до поступового згасання дугового розряду та переходу процесу в режим електроконтактного струмопровідного нагрівання. На фінальних кадрах зафіксовано момент схлопування шару розплаву та встановлення суцільного рідкого контакту перед осадженням. Під шаром розплаву розташований твердий метал, нагрітий до пластичного стану. Після прикладання зусилля осадження відбувається безпосередній контакт і спільна пластична деформація матеріа-

лу, що створює умови для формування суцільного зварного з'єднання.

Отримані візуальні дані підтверджують, що динамічний шар розплаву виконує багатофункціональну роль: екранує торці від окиснення атмосферним киснем, сприяє руйнуванню оксидних плівок та забезпечує винесення продуктів окиснення та домішок із зони контакту. Стан і стабільність цього шару безпосередньо визначають якість формування з'єднання та його механічні властивості.

Отримані результати свідчать, що стан і динаміка розплаву в інтервалі, який безпосередньо передуює осадженню, є визначальними чинниками формування якісних з'єднань при ПЗМД. Динамічний шар розплаву виконує багатофункціональну роль: забезпечує екранування торців від окиснення; сприяє руйнуванню оксидних плівок; забезпечує винесення продуктів окиснення та легувальних домішок із зони контакту. Передчасна кристалізація розплаву до початку деформації призводить до утворення оксидних включень у площині з'єднання та зниження механічних властивостей шва.

Одним із ключових результатів роботи є встановлення зв'язку між рівномірністю шару розплаву та зниженням варіабельності властивостей зварного з'єднання. Під час ПЗМД рівномірний розподіл розплаву по периметру труби призводить до:

- вирівнювання температурного поля в приконтактній зоні;
- зменшення відхилень ширини ЗТВ;
- формування однорідної дрібнозернистої структури по лінії з'єднання;
- зниження варіабельності мікротвердості й підвищення ударної в'язкості зварних з'єднань.

На рис. 5 наведено розподіл температурного поля у зоні нагрівання під час зварювання труб із високоміцних сталей методом ПЗМД. Температу-

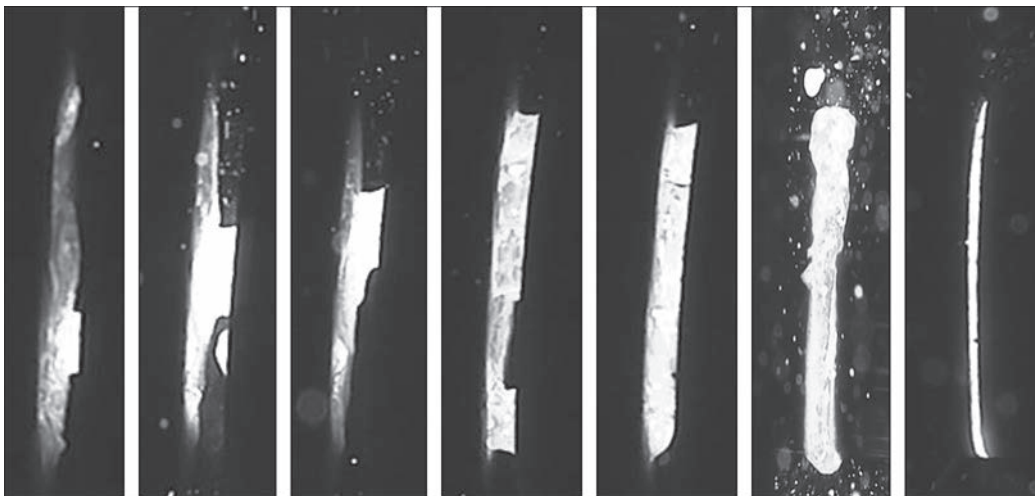


Рис. 4. Послідовність кадрів утворення, еволюції та схлопування динамічного шару розплаву між торцями труб перед і під час осаджування

ра нагріву приконтактних шарів металу на відстані 2 мм від поверхні оплавлення в момент, що безпосередньо передусь початку деформації, при ПЗМД не перевищує 1050 °С. Встановлено експериментально, що за умов швидкісного нагрівання зразків сталевих труб до температур понад 1100...1150 °С спостерігається різке зниження показників ударної в'язкості за Шарпі (KCV), що пов'язано з інтенсифікацією процесів росту зерна та формуванням структурних неоднорідностей.

Оскільки в процесі осадження мікроструктура центральної частини шва та зони по лінії з'єднання визначається структурним станом приконтактних шарів, температурний розподіл слід вважати оптимальним для різних способів зварювання тиском з точки зору забезпечення значень KCV зварного з'єднання, близьких до показників основного металу труб, і підвищеної стійкості зварних з'єднань до крихкого руйнування.

Незважаючи на симетричну геометрію процесу, температура в зоні катода дещо перевищує температуру анода, що зумовлено різницею механізмів енергопідведення в приконтактних шарах дуги. На катоді основний внесок у тепловий баланс здійснює бомбардування поверхні позитивними іонами, прискореними в катодному спаді напруги, тоді як на аноді нагрівання зумовлене переважно електронами з меншою енергією. Вищий катодний спад напруги (10...20 В) порівняно з анодним (2...5 В) зумовлює значно більшу щільність теплового потоку на катоді, що призводить до формування вищої локальної температури катода порівняно з анодом [18–20].

Під час процесу ПЗМД стабільний розплав дає змогу реалізувати процес осадження труб в оптимальному температурному інтервалі кристалізації. Це забезпечує ефективне видавлювання рідкої фази й оксидних включень та формування з'єднання в твердій фазі зі зниженою чутливістю до локальних перегрівів.

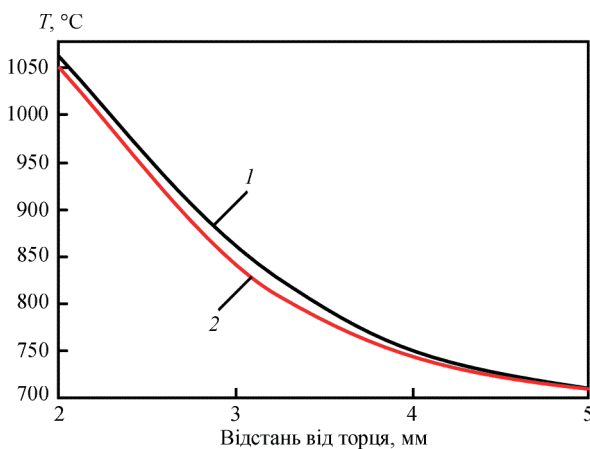


Рис. 5. Формування температурного поля при зварюванні труб: 1 – катод, 2 – анод

Експериментальні дослідження та результати. Зварювання виконували на машинах ПЗМД типів МД-101 для труб діаметром до 57 мм (рис. 6) і МД-205 для труб діаметром до 220 мм (рис. 7).

Дослідження проводили на трубах зі сталей X70, X80, 09Г2С, 35, STPG410, 01Star520 діаметром 42...320 мм і товщиною стінки 4...16 мм. Контроль параметрів процесу містив реєстрацію струму, напруги, швидкості переміщення дуги та зусилля осадження. Механічні випробування зварних з'єднань, виконані згідно з вимогами стандартів Американського нафтового інституту (API) [21] та Американського зварювального товариства (AWS) [22], показали, що границя міцності та пластичні властивості перебувають на рівні основного металу, а значення ударної в'язкості за температур +20 °С, –20 °С і –40 °С становлять не менше 80 % від відповідних показників основного металу [23]. Важливо, що зазначені характеристики досягаються без застосування подальшої термічної обробки. Металографічні дослідження підтвердили формування під час ПЗМД вузької зони термічного впливу (близько 4...10 мм залежно від товщини стінки) і дрібнозернистої структури в центральній частині шва.

Аналіз впливу параметрів процесу на формування з'єднань. Вплив швидкості переміщення дуги. Швидкість переміщення дуги в зазорі між торцями труб є одним із визначальних параметрів



Рис. 6. Зварювальна установка МД101



Рис. 7. Зварювальна установка МД205

процесу ПЗМД. Збільшення швидкості руху дуги в зазорі приводить до більш рівномірного розподілу теплового потоку по периметру та товщині кромок, зменшуючи локальні перегріву та імовірність утворення крупнозернистих структур. Експериментально встановлено, що для труб діаметром 42...320 мм оптимальний діапазон швидкостей руху дуги в період нагріву становить 50...240 м/с. За зазначених значень забезпечується стійке формування розплаву необхідної товщини та його рівномірний розподіл по периметру торців.

Вплив індукції магнітного поля. Індукція зовнішнього керованого магнітного поля визначає характер руху дуги та глибину прогріву кромок труб. За недостатньої індукції магнітного поля рух дуги має нестійкий характер, що супроводжується нерівномірним нагрівом і підвищеною варіабельністю структури зварного з'єднання. Із підвищенням індукції магнітного поля до оптимальних значень досягається оптимальний обертальний рух дуги, який забезпечує рівномірний тепловий режим. Слід зазначити, що надмірне збільшення індукції магнітного поля може призводити до надмірного прискорення дуги та погіршення умов формування розплаву. Отже оптимізація індукції магнітного поля повинна здійснюватися з урахуванням діаметра труб, товщини стінки та хімічного складу сталі.

Вплив зусилля осадження. Зусилля осадження під час ПЗМД є одним із ключових технологічних параметрів, що визначає повноту вичавлювання рідкої фази та оксидних включень із зони з'єднання, а також формування суцільного металевго контакту по всій площі стику. За недостатнього зусилля осадження частина розплаву та оксидних продуктів залишається в площині з'єднання, що призводить до утворення неметалевих включень і зниження механічних властивостей зварного шва.

Збільшення зусилля осадження до оптимальних значень забезпечує інтенсивну пластичну деформацію приконтактних шарів, ефективно вичавлювання рідкої фази за межі стику та руйнування оксидних плівок. Це сприяє формуванню дрібнозернистої структури в зоні з'єднання та зниженню допускних відхилень механічних властивостей по периметру шва.

Водночас надмірне зусилля осадження може призводити до надлишкового витіснення металу, збільшення підсилення шва та локальних структурних неоднорідностей. Таким чином, вибір зусилля осадження при ПЗМД повинен здійснюватися з урахуванням температурного стану приконтактних шарів, товщини стінки труб і умов формування шару рідкого розплаву перед деформацією.

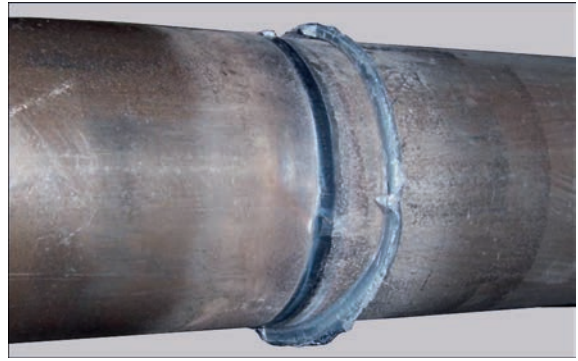


Рис. 8. Труба Ø121×10 мм, сталь 01Star520 після зрізання грати

Формування низькопрофільного підсилення зварного шва під час ПЗМД зварювання тиском труб. Під час зварювання труб зварний шов формується як на зовнішній, так і на внутрішній поверхнях з'єднання. Залежно від умов експлуатації зварюваних конструкцій труб це підсилення може бути видалене механічним зрізанням (рис. 8) або збережене у складі виробу. Однак у низці промислових і будівельних застосувань наявність значного зовнішнього та внутрішнього підсилення обмежує використання пресового зварювання. Такі обмеження зумовлені жорсткими вимогами до гідравлічних і аеродинамічних характеристик трубопроводів та трубчастих деталей, а також до точності співвідносності з'єднань у складальних конструкціях.

Зменшення висоти підсилення зварного шва має принципове значення для розширення сфери застосування зварювання тиском. Проведені дослідження показали (рис. 9), що шляхом керування енергією, яка підводиться до торців труб при ПЗМД, величиною припуску на осадження труб, а також дією зовнішнього магнітного поля в процесі нагрівання та осадки, можна цілеспрямовано впливати на формування геометрії зварного шва.

Встановлено, що за обертання зварювальної дуги під дією зовнішнього магнітного поля зі швидкістю до 200 м/с на торцях труб формується тонкий шар розплавленого металу завтовшки до 0,6 мм. Унаслідок обертового руху дуги розплавлений метал переміщується в тому ж напрямку, рів-



Рис. 9. Технологічно зменшена висота підсилення зварного шва на трубі

номірно покриваючи всю поверхню торців труб. У процесі осадки обертання розплавленого шару зберігається, що забезпечує рівномірний перерозподіл металу в зоні з'єднання та сприяє формуванню низькопрофільного симетричного зварного шва.

Особливості формування мікроструктури при ПЗМД. Формування мікроструктури зварного з'єднання під час ПЗМД визначається сукупним впливом температурного режиму нагріву, швидкості охолодження та умов деформації в період осадження. Завдяки відносно низькій температурі при контактних шарів і високій швидкості теплового циклу при ПЗМД створюються умови для формування дрібнозернистої структури з рівномірним розподілом фаз.

Металографічні дослідження, проведені на зварних з'єднаннях сталевих труб $\varnothing 121 \times 10$ мм зі сталі 01Star520, показали, що по лінії з'єднання формується переважно ферито-перлітна структура. У центральній частині шва спостерігається дрібнозерниста структура (8–9 бал), що позитивно впливає на поєднання міцності та ударної в'язкості. Розмір феритного зерна відповідає 9-му балу за стандартною шкалою зернистості. Мікротвердість металу в зоні з'єднання становить $HV1 - 2210 \dots 2450$ МПа (рис. 10). Ділянка перегріву зони термічного впливу вирізняється ферито-перлітною структурою. Ферит переважно має пластинчасту морфологію; перліт присутній у незначній кількості у складі ферито-перлітної суміші, а також у вигляді окремих виділень. Розмір колишнього аустенітного зерна відповідає № 5–6. Ширина ділянки перегріву становить близько 700 мкм. Мікротвердість у цій зоні знаходиться в межах $HV1 - 2280 \dots 2530$ МПа (рис. 10).

Ділянка повної перекристалізації має дрібнозернисту ферито-перлітну структуру, розмір зерна відповідає 9-му балу. Мікротвердість у цій зоні становить $HV1 - 2210 \dots 2280$ МПа (окремі значення — до 2300 МПа) (рис. 11).

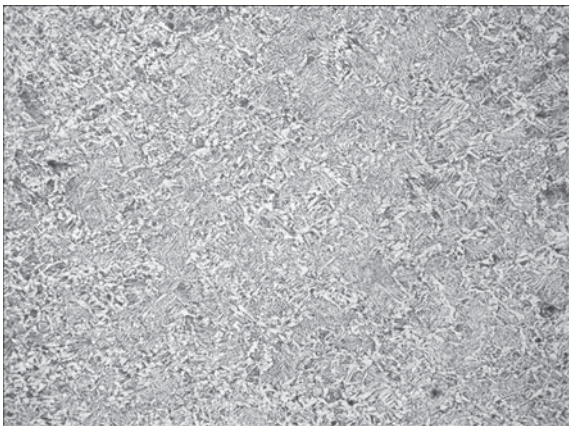


Рис. 10. Лінія зварного з'єднання, зона перегріву, $\times 100$



Рис. 11. ЗТВ, ділянка повної перекристалізації, $\times 100$

Основний метал вирізняється текстурою прокатки та ферито-перлітною структурою. Розмір зерна відповідає 8-му балу. Мікротвердість основного металу становить $HV1 - 1990$ МПа (рис. 12).

Структура металу в зоні підсилення вирізняється крупнозернистою структурою порівняно з центральною частиною зварного з'єднання, розмір колишнього аустенітного зерна відповідає № 3–4. Структура ферито-перлітна, ферит переважно пластинчастий, з незначною кількістю фериту Відманштеттена. Мікротвердість у зоні підсилення становить $HV1 - 2210$ МПа.

У межах підсилення чітко проявляється смуга лінії з'єднання, що вирізняється дрібнозернистою феритною структурою. Розмір феритного зерна відповідає 8-му балу, мікротвердість знаходиться в межах $HV1 - 2060 \dots 2210$ МПа.

Вплив ПЗМД на експлуатаційні властивості зварних з'єднань. Високі показники ударної в'язкості зварних з'єднань, виконаних ПЗМД, мають принципове значення для експлуатації трубопроводів в умовах низьких температур і динамічних навантажень. Експериментально встановлено, що зварні з'єднання зберігають не менше 80 % від ударної в'язкості основного металу за температур випробувань до -40 °С. Таке поєднання властивостей досягається завдяки зниженню перегріву мета-

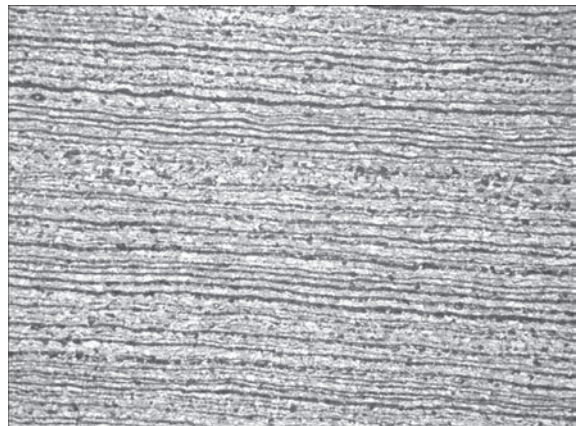


Рис. 12. Структура основного металу, $\times 100$

лу, вузькій зоні термічного впливу та відсутності протяжних зон структурного розміщення. У результаті підвищується надійність зварних з'єднань та їхня стійкість до крихкого руйнування.

Обговорення результатів. Результати досліджень показали, що стабільність і відтворюваність властивостей зварних з'єднань при ПЗМД визначається насамперед станом рідкого розплаву в зазорі між торцями труб у період, що передуює проведенню осадки. Саме стабільний за товщиною шар розплавленого металу забезпечує рівномірний тепловий режим, захист приконттактних поверхонь від окиснення та умови для повного видавлювання оксидів і забруднень під час осадки.

На практиці це означає, що якість з'єднання залежить не від максимального струму або потужності дуги, а від здатності процесу сформувати та утримувати суцільний рідкий шар на торцях. За рахунок керованого руху дуги у зовнішньому магнітному полі забезпечується рівномірний розподіл тепла по периметру та товщині кромок, що зменшує локальні перегріву та запобігає утворенню крупнозернистих ділянок.

Виявлено, що за певного співвідношення ширини зазору, швидкості руху дуги та індукції магнітного поля в зазорі формуються рідкі контакти значної площі. У цьому режимі дуга частково або повністю гасне, а нагрів реалізується як струмопровідний електроконтактний. Такий комбінований тепловий режим дозволяє зберігати суцільний шар розплаву навіть при зварюванні труб зі стінкою, що перевищує діаметр активних плям дуги, і є ключовим для розширення технологічних можливостей ПЗМД.

Отримані температурні поля підтверджують, що приконттактні шари металу перед осадженням перебувають в оптимальному інтервалі температур, достатньому для пластичної деформації, але без перегріву. Це безпосередньо пояснює вузьку зону термічного впливу, малий розкид мікротвердості та високі значення ударної в'язкості зварних з'єднань.

Таким чином, для забезпечення стабільної якості при ПЗМД необхідно керувати не лише струмом і напругою, а насамперед параметрами, що визначають стан розплаву: швидкістю руху дуги, індукцією магнітного поля, шириною зазору та моментом осадження. Саме контроль цих параметрів дозволяє реалізувати відтворюваний процес зварювання товстостінних труб із високоміцних сталей у виробничих умовах.

Перспективи розвитку технології ПЗМД. Подальший розвиток технології ПЗМД пов'язаний із удосконаленням систем керування магнітним по-

лем та автоматизацією контролю параметрів процесу в реальному часі. Використання адаптивних алгоритмів керування дасть змогу підтримувати стабільність відтворення зварних з'єднань і розширити діапазон зварюваних матеріалів. Перспективним напрямом є застосування ПЗМД для зварювання труб і трубчастих деталей із термічно зміцнених і легованих сталей нових поколінь, а також дослідження можливостей технології під час зварювання різнорідних матеріалів.

Висновки

Встановлено вплив стабільного за товщиною динамічного шару рідкого розплаву на торцях труб у початковий період осадження на формування зварних з'єднань під час пресового зварювання труб дугою керованою зовнішнім магнітним полем.

Показано, що керований рух дуги у зовнішньому магнітному полі забезпечує рівномірний нагрів торців труб, товщина яких перевищує діаметр активних плям дуги та знижує варіабельність структури та властивостей зварного з'єднання.

Розроблено та експериментально обґрунтовано алгоритми керування параметрами ПЗМД, які забезпечують зварювання труб без застосування захисних газів і подальшої термічної обробки.

Зварні з'єднання труб із високоміцних сталей, виконані ПЗМД, мають характеристики міцності та пластичності на рівні основного металу та високі показники ударної в'язкості за температур випробувань до $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Розроблено технологію ПЗМД труб і трубчастих деталей діаметром до 320 мм і товщиною стінки до 16 мм із високоміцних сталей, адаптовану до умов монтажних і стаціонарних робіт.

Список літератури/References

- Loebner, R. (1979) *Magnetarc welding theory and practice*. The Welding Institute, London, UK, Vol. 1, 29–37.
- Takagi, K., Aracida, F. (1982) Magnetically impelled arc butt welding of gas pipeline. *Metal Construction*, **10**, 542–548.
- Taneko, A., Arakida, F., Takagi, K. (1987) Analysis of arc rotation velocity in magnetically impelled arc butt welding. *Weld. Int.*, **1**, 247–253.
- Steffen, W. (1982) Pressure welding of tubes with a magnetically displaced arc. *Schweißen. Schneid.*, **4**, E70–E72.
- Takagi, K., Otsuka, H., Abakida, F., Myamori, H., Katsuki, M. (1987) *Establishment of optimum welding conditions of magnetically impelled arc butt welding and application to field operation*. IIW, Doc. III-880-1987.
- Chaturvedi, M., Subbiah, A.V., Simion, G. et al. (2023) Critical review on magnetically impelled arc butt welding: Challenges, perspectives and industrial applications. *Materials*, **16**(21), 7054. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma16217054>
- Fletcher, L., Stecher, G., Stubbs, C. et al. (2006) MIAB welding of oil and gas pipelines. In: *Vol. 3. Materials and Joining; Pipeline Automation and Measurement; Risk and Reliability; Pts A, B, ASMEDE*. Calgary, Alberta, Canada, 643–650.

8. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Kachinskiy, V.S. et al. (2010) Magnetically-impelled arc butt welding of pipes of steel X70. *Australasian Welding J.*, **55**, 20–22.
9. Kachinskiy, V.S., Hiroshi Imaizumi (2012) Magnetically-impelled arc butt welding for manufacture of hollow parts of mass production. *Welding Technology J.*, **60**, 68–73.
10. Kachinskiy, V., Kuchuk-Yatsenko, S. (2021) Method of magnetically impelled arc butt welding for hydraulic cylinder from high-strength steel. *Japan Welding Technology*, **1**, 103–107.
11. Schlebeck, E. (1978) Welding with a magnetically moved arc (MBL Welding): A new means of rationalization. In: *Proc. of the Fourth Intern. Conf., Harrogate, UK, 9–11 May 1978*, 249–256.
12. Kustron, P., Piwowarczyk, T., Korzeniowski, M., Sokołowski, P., Bicz, A. (2020) The detectability of welding defects in MIAB welded thin-walled tubular components by immersion ultrasonic technique. *J. Nondestruct. Eval.*, **39**, 42. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10921-020-00684-3>
13. Norrish, J., Cuiuri, D., Hossain, M. (2005) Modelling and simulation of the magnetically impelled arc butt (MIAB) process for transmission pipeline applications process. In: *Proc. of the Intern. Pipeline Integrity Conf., Sydney, Australia, 7–9 March 2005*.
14. Sato, T., Katayama, J., Ioka, S., Otani, M. (1991) An experimental study of rotational behavior of the arc during magnetically impelled arc butt welding. *Weld. Int.*, **5**, 5–10.
15. Kachinskiy, V., Krivenko, V. (2004) MIAB welding of thick walled pipe ends. *Tube Pipe J.* <https://www.thefabricator.com/tubepipejournal/article/tubepipeproduction/miab-welding-of-thick-walled-pipe-ends>
16. Kachinskiy, V.S., Krivenko, V.G., Ignatenko, V.Yu. (2002) Magnetically impelled arc butt welding of hollow and solid parts. IIW Doc. III-1208-02. *Welding in the World*, **46**(7/8), 49–56. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF03263390>
17. (1992) *Контактная стыковая сварка оплавлением*. Под ред. С.И. Кучука-Яценко. Киев, Наукова думка. (1992) *Contact butt welding by flashing*. Ed. by S.I. Kuchuk-Yatsenko. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
18. Lancaster, J.F. (1984) *The physics of welding* pergamon press.
19. Beilis, I.I. (2024) The phenomenon of a cathode spot in an electrical arc: The current understanding of the mechanism of cathode heating and plasma generation. *Plasma*, **7**(2), 329–354. DOI: <https://doi.org/10.3390/plasma7020019>
20. Eager, T.W., Tsai, N.S. (1983) Temperature fields produced by traveling distributed heat sources. *Welding J.*, **62**(12), 346–355.
21. (2013) API Standard 1104. *Welding of pipelines and related facilities*. American Petroleum Institute.
22. AWS B4.0:2016. *Standard methods for mechanical testing of welds*.
23. Kachynskiy, V., Allford, D., Klymenko, V. (2025) MIAB welding technology of pipes and parts of automotive industry. *The Paton Welding J.*, **8**, 19–28. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2025.08.02>

INFLUENCE OF DYNAMIC LIQUID MELT LAYER ON JOINT FORMATION DURING MIAB WELDING OF PIPES

V.S. Kachinskiy¹, D. Allford², V.I. Klymenko¹

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

E-mail: vskweld@gmail.com

²ARC SPECIALTIES, 1730 Stebbins Drive, Houston, TX 77043-2807 USA. E-mail: dan@arcspecialties.com

The results of experimental and theoretical studies of the process of magnetically impelled arc butt (MIAB) welding of thick-walled pipes made of carbon and high-strength pipeline steels are presented. It is established that the key factor in the formation of a high-quality welded joint is the controlled formation and retention of a continuous layer of molten metal in the gap between the pipe ends during the period immediately preceding upsetting. It is shown that the controlled motion of the arc in an external magnetic field ensures uniform heating along the perimeter and through the thickness of the edges, reduces local overheating, and minimizes deviations from the optimal values of the temperature field and the HAZ microstructure. A regime of combined arc–electrical contact heating is identified, in which large-area liquid contacts maintain a continuous molten layer even when welding pipes with a wall thickness exceeding the diameter of the active arc spots. It is experimentally confirmed that welded joints of pipes with diameters up to 320 mm and wall thicknesses up to 16 mm made of steels X70, X80, 09G2S, 35, STPG410, and 01Star520 exhibit strength and ductility characteristics at the level of the base metal, while the impact toughness at temperatures down to –40 °C is at least 80 % of that of the base metal. The process is implemented without the use of shielding gases and without subsequent post-weld heat treatment. 23 Ref., 12 Fig.

Keywords: magnetically impelled arc butt (MIAB) welding, thick-walled pipes, controlled magnetic field, molten metal, heat-affected zone, impact toughness

ORCID

V.S. Качинський – <https://orcid.org/0000-0001-9695-6434>, В.І. Клименко – <https://orcid.org/0000-0002-8709-5924>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЦИТУВАННЯ

В.С. Качинський

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

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

В.С. Качинський, D. Allford, В.І. Клименко (2026) Вплив динамічного шару рідкого розплаву на формування з'єднань при пресовому зварюванні труб магнітокерованою дугою. *Автоматичне зварювання*, **05**, 22–29.

DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.05.03>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 05.02.2026

Отримано у переглянутому вигляді 25.06.2026

Підписано до друку 30.09.2026

Оприлюднено 20.10.2026

ПІДВИЩЕННЯ ДОВГОВІЧНОСТІ ТИТАНОВИХ ІМПЛАНТАТІВ ШЛЯХОМ МОДИФІКАЦІЇ ПОВЕРХНІ (Огляд)

Ю.А. Курапов, О.В. Горностай, С.Г. Войнарович, С.М. Калюжний

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

У статті наведено результати системного аналізу літературних джерел, присвячених модифікації поверхні стоматологічних та ортопедичних імплантатів, виготовлених із титанових сплавів. Розглянуто різні варіанти модифікації поверхні титанових імплантатів для підвищення корозійної стійкості, зносостійкості, біосумісності, остеointegraційного потенціалу та антибактеріальної активності. Особливу увагу приділено покриттям на основі танталу, його оксидів (Ta_2O_5), нітридів (TaN) і карбідів (TaC), а також порівнянню функціональних властивостей Ta-, Nb- і Zr-вмісних покриттів і відповідних оксидних систем. Показано, що ефективність таких покриттів визначається не лише хімічним складом, а й методом нанесення, товщиною, фазовим складом, пористістю, адгезією до титанової підкладки та морфологією поверхні. Обґрунтовано перспективність створення багатоповітряних систем типу Ti-Ta/Ag(Cu), у яких танталовий або оксидно-танталовий шар виконує роль біосумісного, корозійностійкого та остеointegraційно сприятливого покриття, тоді як нанорозмірні шари срібла або міді забезпечують додаткову антибактеріальну функціональність. Окремо розглянуто доцільність застосування методів електронно-променевого осадження у вакуумі та мікроплазмового наплення для модифікації різних функціональних зон ендо- та екзопротезів. Бібліогр. 34, рис. 3.

Ключові слова: тантал, нанопокриття, срібло, мідь, імплантати, електронно-променево осадження у вакуумі (EB-PVD), мікроплазмове наплення (МППН)

Вступ. У міру старіння населення все частіше зустрічаються хронічні захворювання, такі як: вікові травми, остеоартрит і остеопороз. У зв'язку з цим прогнозується зростання кількості первинних операцій тотального ендопротезування кульшового суглоба, причому їхня кількість надалі збільшуватиметься разом зі старінням населення [1]. Пацієнти, які страждають на дефекти суглобів і кісток, зазнають значного погіршення стану здоров'я та якості життя. Пошкодження кісткової тканини, дегенеративні захворювання, зростання поширеності цукрового діабету, а також збільшення кількості людей із надмірною масою тіла внаслідок нездорового способу життя призводять до підвищення частки молодих пацієнтів із подібними патологіями.

Для лікування таких станів часто необхідне хірургічне втручання зі заміною ураженого суглоба відповідним імплантатом [2, 3] (рис. 1, а), а у випадках втрати кінцівки – встановлення остеointegroваних протезів (рис. 1, б). Такий анатомічний спосіб фіксації має суттєві переваги порівняно з традиційними технологіями, оскільки забезпечує надійне кріплення протеза до тіла без люфтів і пов'язаних із ними функціональних обмежень [4]. У зв'язку з цим актуальним є розроблення нових технічних рішень, спрямованих на підвищення довговічності імплантатів, покращення їхньої біо-

логічної сумісності та зниження ризику проведення повторних (ревізійних) оперативних втручань.

Водночас під час проектування остеointegroваних протезів необхідно враховувати, що різні ділянки імплантату висувають різні вимоги до характеристик поверхні. Основним завданням внутрішньокісткової частини імплантату є забезпечення ефективної остеointegraції, тобто формування міцного структурно-функціонального зв'язку між поверхнею імплантату та кістковою тканиною, а також досягнення стабільної первинної та вторинної фіксації. Для цього поверхня даної ділянки повинна мати розвинену мікро- та макротопографію та вирізнятися наявністю пористої структури. Згідно з літературними даними оптимальними для проростання кісткової тканини та кровоносних судин є пори розміром 100...400 мкм, що сприяє формуванню надійного кістково-імплантатного контакту та довготривалій фіксації імплантату [5].

Натомість частина імплантату, яка проходить крізь м'які тканини та виступає над поверхнею шкіри (дистальна частина), контактуючи із зовнішнім середовищем, повинна мати максимально гладку (дзеркальну) поверхню. Така поверхня дає змогу мінімізувати механічне подразнення навколишніх тканин під час руху, знизити адгезію мікроорганізмів і перешкоджати формуванню бактеріальних біоплівки. Додатково доцільним є надання цій ділянці антибактеріальних властивостей, що сприяє зменшенню ризику проникнення інфекції в зоні фіксації імплантату. Виконання за-

© Ю.А. Курапов, О.В. Горностай, С.Г. Войнарович, С.М. Калюжний, 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

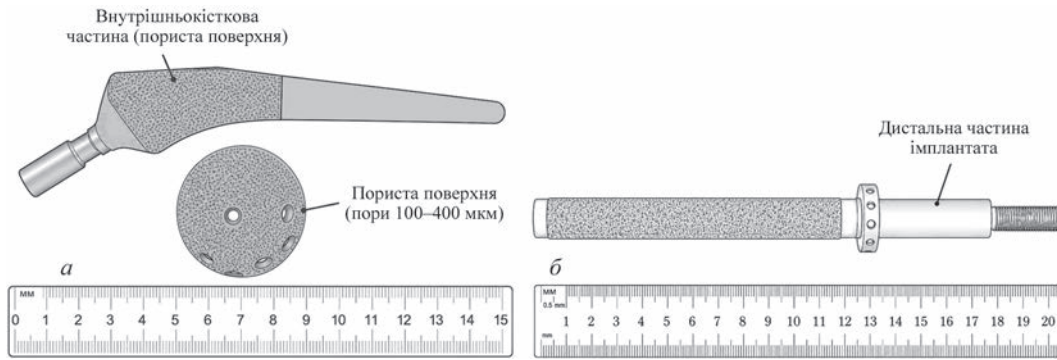


Рис. 1. Приклади медичних виробів із пористим покриттям: деталі ендопротеза кульшового суглоба (а), остеointегрований протез нижньої кінцівки (б)

значених вимог є одним із ключових чинників забезпечення успішного та тривалого функціонування остеointегрованих конструкцій.

Титан і його сплави є одними з основних матеріалів для виготовлення імплантатів і широко застосовуються для відновлення кісткової тканини завдяки своїм високим механічним характеристикам, біосумісності, структурній стабільності та здатності до остеointеграції [6, 7]. Вони становлять близько 70...80 % усіх ортопедичних матеріалів для імплантації [8]. Проте сплав Ti-6Al-4V має низку недоліків, зокрема високий коефіцієнт тертя та невідповідність модуля пружності порівняно з кістковою тканиною, що призводить до ефекту «екранування напружень». Унаслідок цього кістка недонавантажується, втрачає щільність, що може спричинити передчасне руйнування та втрату надійної фіксації імплантату [9]. Крім того, відносно низька зносостійкість матеріалу призводить до утворення значної кількості продуктів зносу, які можуть викликати запальні реакції та інші ускладнення в організмі [8, 10]. Додатковою проблемою є вивільнення легуючих елементів, таких як алюміній і ванадій, які можуть проявляти цитотоксичні властивості, викликати алергічні реакції та негативно впливати на клітини організму людини, ускладнюючи терапевтичне лікування [8, 11]. Таким чином, вихідні характеристики сплаву є недостатніми для повного задоволення зростаючих клінічних вимог. Серед основних проблем при використанні титанових імплантатів також залишається недостатня швидкість остеointеграції та ризик бактеріальних інфекцій, що може призвести до ускладнень і збільшення періоду загоєння. На сьогодні поширеною причиною виходу з ладу ендопротезів є асептичне розхитування та глибоке інфікування, на які в разі ендопротезування кульшового суглоба припадає 35,1 і 18,2 % ревізій відповідно, а для ендопротеза колінного суглоба – 18,3 і 21,6 % ревізій [12]. Тому вихідні характеристики титанових сплавів не повною мі-

рою відповідають сучасним клінічним вимогам, які постійно зростають у зв'язку з необхідністю підвищення біосумісності, довговічності та функціональної надійності імплантатів.

Сучасні дослідження зосереджені на поліпшенні властивостей імплантатів шляхом модифікації їхньої поверхні за допомогою біоактивних та антимікробних матеріалів [13]. Топографія поверхні імплантату є одним із визначальних чинників, що впливають на довговічність безцементних конструкцій. Вростання кісткової тканини відбувається переважно на пористих поверхнях, тому параметри пористості та характеристики пор відіграють ключову роль у регуляції клітинної поведінки та процесів остеогенезу [14]. Покриття, отримані шляхом модифікації поверхні імплантату, не тільки можуть ізолювати його від середовища експлуатації без шкоди для об'ємних властивостей, але й компенсувати недоліки, покращивши біосумісність, антибактеріальні властивості, змочуваність, модуль пружності, стійкість до зносу та корозії сплаву Ti-6Al-4V [8].

Мета роботи – аналіз сучасних матеріалознавчих підходів до модифікації поверхні титанових імплантатів покриттями на основі танталу та його сполук з урахуванням їхньої корозійної стійкості, механічної стабільності, біосумісності, остеointеграційного потенціалу та можливості поєднання з антибактеріальними нанорозмірними шарами срібла та міді. Окремо розглядається доцільність застосування методів електронно-променевого осадження у вакуумі та мікроплазмового напилення (МПН) для модифікації різних функціональних зон ендо- та екзопротезів.

На сьогодні широко застосовуються та вивчаються покриття з таких матеріалів, як: магній, титан, тантал, ніобій, цирконій, срібло, мідь, кальцій-фосфатні матеріали, серед них також із гідроксилапатиту. Покриття на основі гідроксилапатиту є одним із найпоширеніших, що використовується для модифікації поверхні імплантатів із

Ti-6Al-4V, та котрі здатні стимулювати процеси остеointegraції імплантатів із кістковою тканиною [8, 15]. Магній, як показали дослідження, також сприяє прискоренню остеointegraції та стимулює зростання кісткової тканини завдяки деградації та вивільненню іонів, що позитивно впливає на процеси регенерації [16]. Проте залишається не вирішеним питання контрольованої швидкості корозії магнієвих покриттів. Кальцій-фосфатні матеріали, завдяки своїй схожості з кістковою тканиною, забезпечують додаткову біоактивність і стимуляцію остеогенезу. На жаль, розтріскування, розшарування та низька міцність відносно більшості керамічних покриттів на руйнування є великою перешкодою для їхнього широкого застосування [17]. Срібло та мідь забезпечують антимікробний ефект, що значно зменшує ризик інфекцій після імплантації [18].

Окрему увагу привертають покриття на основі титану, танталу, ніобію та цирконію, які належать до групи високоінертних металів, здатних формувати стабільні пасивні оксидні плівки та забезпечувати покращення функціональних властивостей титанових імплантатів. Незважаючи на значну кількість досліджень, присвячених Ti-, Ta-, Nb- та Zr- покриттям і відповідним оксидним системам, питання вибору оптимального матеріалу для модифікації поверхні титанових імплантатів залишається дискусійним.

Серед широкого спектра характеристик, що визначають ефективність функціональних покриттів для медичного застосування, можна виділити три групи властивостей: корозійна та корозійно-ерозійна стійкість, механічні характеристики (зокрема твердість і зносостійкість), а також біологічна відповідь тканин, що визначається біосумісністю та остеointegraційним потенціалом поверхні.

У наукових джерелах, присвячених даній темі, наводять наступні показники: у [19] при випробуванні Ti, Ta і Zr у середовищі 10 мас. % HCl із частинками Al_2O_3 протягом 168 год було показано, що Ta і Zr практично не зазнавали зміни маси та шорсткості R. Для Ta змінилася лише Ra з 0,040 до 0,049 мкм, для Zr – з 0,153 до 0,170 мкм, тоді як для Ti – з 0,210 до 0,390 мкм. Втрата маси Ti становила 0,0131 г, тоді як для Ta лише 0,0016 г, а для Zr істотної втрати маси не зафіксовано. Це дозволяє розглядати Ta і Zr як більш стійкі за Ti [18]. Дані щодо Nb у системах Ti-Nb свідчать, що ніобій може суттєво підвищувати корозійну стійкість титанових матеріалів завдяки формуванню стабільної Nb_2O_5 -вмісної пасивної плівки. Зокрема у [20] показано, що Nb-покриття завтовшки

~18 мкм на Ti-6Al-4V у розчині Рінгера при 37 °C знижує густину корозійного струму з $1,36 \cdot 10^{-7}$ до $1,01 \cdot 10^{-8}$ А·см⁻², зміщує потенціал корозії у більш позитивну область (з -0,42 до -0,06 В) та забезпечує захисну ефективність ~92,57 %. Крім того, дослідження показало, що імпеданс Nb-покриття був приблизно на два порядки вищим, ніж у непокритого сплаву Ti-6Al-4V. Ці результати підтверджують, що Nb-покриття може виконувати функцію ефективного бар'єрного шару для титанових імплантатів.

Для оксидних покриттів також не спостерігається беззаперечної переваги за показниками корозійної стійкості. Так, у порівняльному дослідженні [6] покриття TiO_2 , Ta_2O_5 та Nb_2O_5 наносили на підкладки зі сплаву Ti-6Al-4V методом RF-sputtering. Усі покриття забезпечували підвищення корозійної стійкості порівняно з непокритим сплавом, проте найнижчу густину корозійного струму продемонструвало покриття TiO_2 ($5 \cdot 10^{-6}$ мА/см²), далі Ta_2O_5 ($8 \cdot 10^{-6}$ мА/см²) та Nb_2O_5 ($2,3 \cdot 10^{-5}$ мА/см²). Аналогічна тенденція спостерігалась і для поляризаційного опору ($TiO_2 > Ta_2O_5 > Nb_2O_5$). Разом із тим, наведені результати вирізняють конкретні покриття, отримані за визначених технологічних умов, і не можуть бути безпосередньо екстрапольовані на всі оксидні системи. Відомо, що на корозійну стійкість суттєво впливають не лише хімічна природа оксиду, а й товщина, щільність, пористість, фазовий склад, адгезія до підкладки та інші структурні характеристики покриття.

Наступною характеристикою, яка широко використовується для оцінки властивостей функціональних покриттів, є твердість. Для Ta_2O_5 у літературі наведено зростання твердості Ti-6Al-4V з 6,29 до 21,21 ГПа після нанесення реактивно-розпиленого Ta_2O_5 , для Nb_2O_5 – підвищення твердості Ti-6Al-4V на 54,8 %, а для TiO_2 – приблизно 4-кратне підвищення твердості залежно від технології. Для ZrO_2 -плівок, сформованих магнетронним розпиленням, у [21] отримали твердість 6,87...19,54 ГПа, причому найкращі механічні та електрохімічні властивості мав шар ZrO_2 , нанесений при зміщенні потенціалу – 75 В. Аналіз літературних даних свідчить, що твердість оксидних покриттів Ta_2O_5 , Nb_2O_5 та ZrO_2 значною мірою залежить від методу отримання та параметрів осадження. У різних дослідженнях максимальні значення твердості для Ta_2O_5 та ZrO_2 можуть перевищувати 20 ГПа, що не дозволяє однозначно зробити висновок щодо переваги за цим показником. Водночас усі три оксидні системи суттєво перевищують TiO_2 і непокритий титан за опором

пластичній деформації. Підвищення твердості покриття, як правило, сприяє зменшенню абразивного зношування та підвищенню опору локальній пластичній деформації. Однак реальна зносостійкість визначається комплексом факторів, серед яких важливу роль відіграють модуль пружності, в'язкість руйнування, адгезія покриття до підкладки та корозійна стійкість матеріалу в умовах експлуатації. Таким чином, оцінювання ефективності покриттів потребує комплексного підходу.

З практичної точки зору, одним із ключових критеріїв ефективності покриттів для імплантатів є їхня здатність забезпечувати сприятливу біологічну відповідь тканин, що визначається рівнем біосумісності та остеоінтеграційним потенціалом поверхні. У [6] за проліферацією клітин (MG-63) після п'яти діб порядок був наступний: TiO_2 – 4,38; Ta_2O_5 – 4,14; Nb_2O_5 – 4,05; Ti-6Al-4V – 3,89, тобто всі три оксидні покриття покращували біосумісність, але TiO_2 у цій системі показав найкращий результат. Водночас результати окремих досліджень, у яких TiO_2 демонструє найкращі показники короточасної проліферації клітин, не слід розглядати як доказ його універсальної переваги над Ta_2O_5 , Nb_2O_5 або ZrO_2 . Зокрема у [22] було проведено порівняльне дослідження магнетронно-розпиленних покриттів TiO_2 , ZrO_2 , Ta_2O_5 і Nb_2O_5 . Автори показали, що всі досліджені оксидні покриття є біосумісними, однак більша кількість клітин і проліферуючих клітин спостерігалась саме на Nb_2O_5 і Ta_2O_5 порівняно з TiO_2 і ZrO_2 . Крім того, Nb_2O_5 і Ta_2O_5 сприяли активнішому формуванню клітинної відповіді, необхідної для остеоінтеграції імплантатів, при довшому часі культивування. Це свідчить про те, що оцінка біологічної ефективності покриттів не може ґрунтуватися лише на показниках ранньої проліферації, оскільки для імплантатів принципове значення мають також адгезія клітин, остеогенне диференціювання, мінералізація та довготривала остеоінтеграція.

Аналіз літературних даних свідчить, що пряме порівняння корозійної стійкості, біосумісності та механічних властивостей (твердості) покриттів на основі Ta, Nb, Zr і Ti є складним завданням. Більшість опублікованих досліджень присвячені окремим типам покриттів і виконані за різних умов експерименту, із застосуванням різних методів нанесення, що призводить до суттєвих відмінностей у фазовому складі, морфології поверхні, пористості, товщині та ступеню кристалічності покриттів. Додатковим фактором є відмінності у методиках оцінювання корозійної стійкості, трибокорозійної поведінки, твердості та біологічної відповіді

клітин. Разом із тим, результати більшості досліджень узгоджено демонструють, що покриття на основі Ta, Nb і Zr забезпечують істотне підвищення корозійної стійкості, зносостійкості та біосумісності порівняно з непокритим титаном або титановими сплавами.

Водночас тантал вирізняється найвищою хімічною інертністю та доведеною експлуатаційною ефективністю в екстремально корозійних середовищах. Це пояснюється його наймасовішим, серед інших металів, застосуванням у хімічній промисловості та робить його особливо перспективним як бар'єрний проміжний шар для модифікації поверхні титанових імплантатів. Основним обмеженням Ta є не корозійна, а механічна складова – відносно низька твердість і можливість ерозійного пошкодження пасивної плівки при дії абразивних частинок або мікрорухів [17, 19]. Проте зазначені недоліки можуть бути компенсовані шляхом цілеспрямованої модифікації структури, морфології та фазового складу покриттів, зокрема завдяки формуванню оксидних, нітридних або карбідних фаз.

Тантал використовується в клінічній практиці з 1940 р. у широкому спектрі діагностичних та імплантативних застосувань, таких як: рентгенографічний маркер, судинні кліпси, ендоваскулярний стент, пластини для краніопластики, а також ортопедичні та стоматологічні імплантати, завдяки своїй чудовій біосумісності, високим механічним властивостям і корозійній стійкості завдяки своїй здатності до самопасивації [19, 23, 24]. Незважаючи на унікальне поєднання корозійної стійкості, біосумісності та остеокондуктивних властивостей Ta, виготовлення імплантатів повністю з цього металу пов'язане з високою вартістю матеріалу, значною густиною та технологічною складністю обробки. У зв'язку з цим перспективним підходом є формування Ta-покриттів на поверхні титанових виробів. Такий підхід дозволяє поєднати переваги титану – низьку густину, високу питому міцність, корозійну стійкість і можливість виготовлення складних індивідуалізованих конструкцій методами адитивного виробництва – з біологічними перевагами Ta, який безпосередньо контактує з навколишніми тканинами. Завдяки цьому Ta-покриття розглядаються як ефективна альтернатива монолітним імплантатам із танталу для ортопедичних і стоматологічних застосувань.

Основна увага більшості досліджень зосереджена на металевих танталових (Ta) покриттях, які забезпечують високу корозійну стійкість і біосумісність титанових імплантатів. Водночас активно вивчаються й похідні танталу, зокре-

ма оксид (Ta_2O_5), нітрид (TaN) і карбід (TaC), що дає змогу додатково регулювати твердість, модуль пружності, зносостійкість, електрофізичні характеристики, а також особливості взаємодії з біологічними тканинами. У зв'язку із суттєвими відмінностями у структурі та механізмах формування властивостей кожен із зазначених типів покриттів доцільно розглядати окремо [7].

Для металевого Ta основною перевагою є поєднання високої корозійної стійкості та сприятливої біологічної відповіді. Дослідження формування танталових покриттів методом МПН на титанових поверхнях [25] показало, що танталові покриття мали вищу корозійну стійкість порівняно з обробленим титановим сплавом. Важливо, що в цій роботі Ta -покриття мало пористу структуру, яка потенційно сприяє вrostанню кісткової тканини, а адгезійна міцність покриття з основою становила близько 28 МПа, що перевищує мінімальні вимоги ISO для титанових покриттів на металевих імплантатах.

Нітрид танталу TaN має інший функціональний акцент. Його головна перевага – суттєве підвищення твердості та зносостійкості поверхні. У [7] TaN -плівки, отримані магнетронним розпиленням на $Ti-6Al-4V$, мали твердість близько 19,7 ГПа і модуль пружності 254,4 ГПа, що істотно перевищує показники непокритого $Ti-6Al-4V$. При цьому TaN не погіршував біосумісність, навпаки, покриття покращувало адгезію, проліферацію та остеогенну диференціацію клітин. Інше дослідження TaN -декорованого титану також показало значне зростання твердості поверхні та покращення стійкості до мікробіологічно індукованої корозії, що є важливим для стоматологічних і ортопедичних імплантатів [26].

Карбід танталу TaC належить до твердих керамічних матеріалів, тому його використання на $Ti-6Al-4V$ є перспективним передусім для підвищення стійкості до зношування, зменшення іонної дифузії та покращення захисних властивостей поверхні. Для TaC у біомедичному напрямі наразі доступно менше робіт, ніж для Ta або Ta_2O_5 . У [27] TaC -покриття, нанесене методом фізичного осадження з парової фази електронним пучком на $Ti-6Al-4V$, підвищило корозійну стійкість, зменшило іонне вивільнення та забезпечило поверхні придатність для адгезії та зростання клітин.

Таким чином, металевий тантал (Ta) є найбільш збалансованим матеріалом з точки зору біосумісності, корозійної стійкості та остеointegraційного потенціалу. Оксид танталу (Ta_2O_5) є хімічно стабільною формою, що забезпечує високу цитосумісність і може покращувати клітинну відповідь.

Нітрид танталу (TaN) має переваги у випадках, коли необхідно суттєво підвищити твердість і зносостійкість без втрати біосумісності. Карбід танталу (TaC) є перспективним для підвищення механічної та корозійної стабільності.

Отже, вибір між Ta , Ta_2O_5 , TaN і TaC повинен визначатися не лише хімічним складом покриття, а й конкретною клінічною задачею, методом нанесення, товщиною шару, пористістю, фазовим складом, адгезією до титанової підкладки, а також характером взаємодії поверхні з клітинами та біологічним середовищем.

Фазовий склад є одним із ключових факторів, що визначає функціональні властивості Ta -покриттів, а саме: їхню механічну поведінку, електричні характеристики та довговічність у біомедичних застосуваннях. Для тонких Ta -покриттів характерним є формування двох кристалічних модифікацій – стабільної об'ємно-центрованої кубічної α -фази (α - Ta) та метастабільної тетрагональної β -фази (β - Ta). Ці фази суттєво відрізняються за фізико-механічними та електрофізичними характеристиками. Фаза α - Ta вирізняється високою пластичністю, низьким питомим електричним опором і високими корозійними властивостями, тоді як β - Ta є твердішою, крихкішою фазою з підвищеним питомим опором [28, 29]. У тонкоплівкових системах α - та β -фази можуть співіснувати одночасно, а їхнє співвідношення значною мірою визначається умовами осадження та товщиною покриття. У [28] за допомогою методу магнетронного розпилення були отримані тонкі плівки Ta на кремнієвих підкладках. Аналіз отриманих покриттів показав, що зі збільшенням товщини танталової плівки відбувається поступовий перехід від β - Ta до α - Ta , тоді як високий вміст α - Ta супроводжується зниженням питомого опору до 58,9...86,1 мкОм·см і може сприяти зростанню залишкових напружень стиску в покритті [28]. За допомогою контролю питомого опору тонкоплівочного Ta -покриття можна визначати вміст тієї чи іншої фази й відповідно визначати механічні характеристики танталових покриттів (адгезію, залишкові напруження).

Для нанесення Ta -покриттів на титанові імплантати застосовують як фізичні, так і хімічні методи осадження. До найпоширеніших належать магнетронне розпилення (magnetron sputtering), вакуумно-дугове осадження (cathodic arc deposition), електронно-променеве осадження у вакуумі, плазмове напилення, хімічне осадження з газової фази, електролітичне осадження та плазмоелектролітичне оксидування. Аналіз літературних джерел свідчить, що останніми роками найбільшу увагу

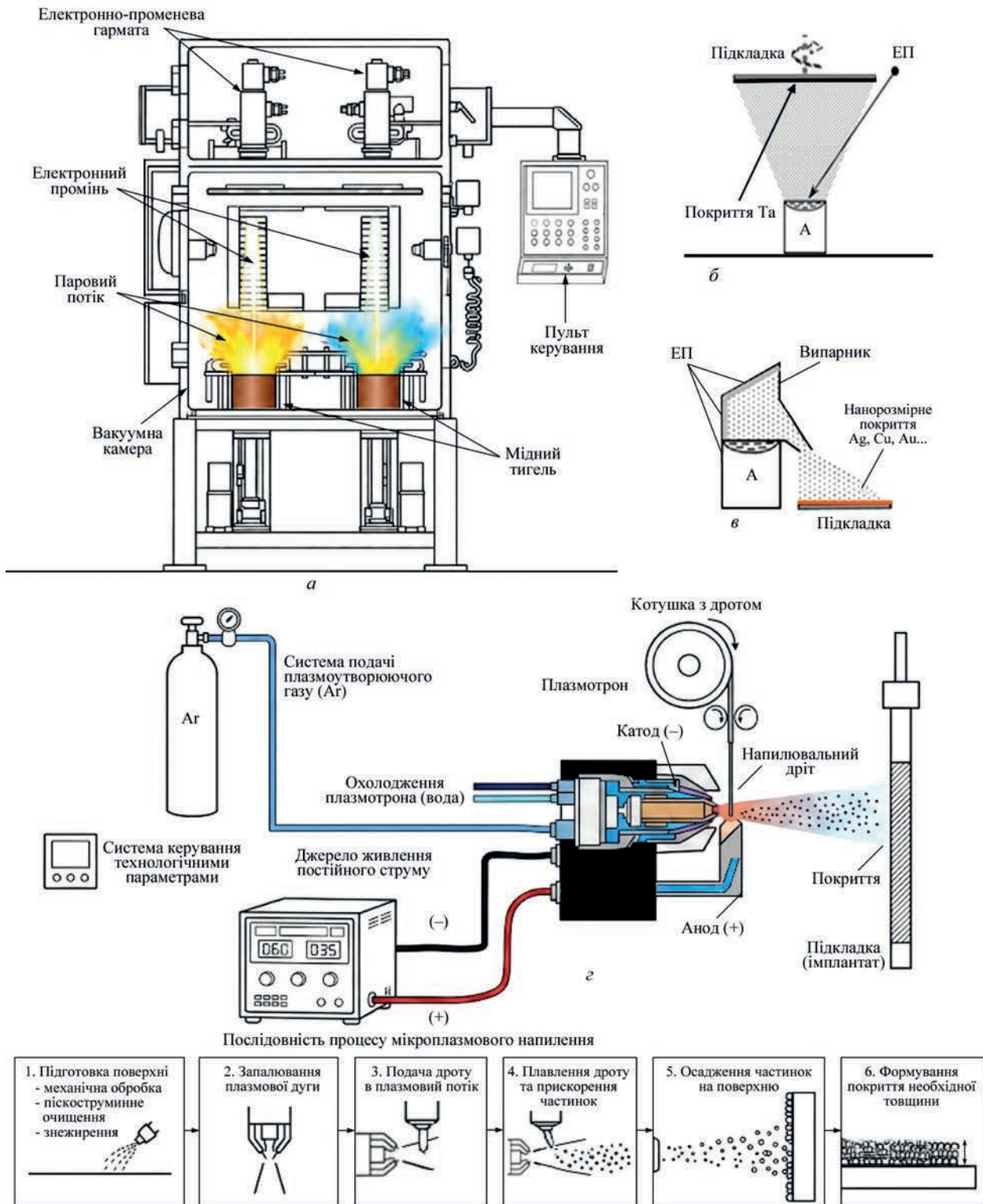


Рис. 2. Технологічні схеми модифікації поверхонь імплантів покриттями: *а* – загальна технологічна схема процесу електронно-променевого осадження у вакуумі; *б* – схема нанесення танталових покриттів із використанням тигля; *в* – схема нанесення нанорозмірних покриттів Ag і Cu із використанням випаровувача з направленим паровим потоком; *г* – нанесення Ta методом МПН

дослідників привертають саме фізичні методи осадження, які дозволяють формувати тонкі або товсті функціональні шари Ta з контрольованою товщиною, морфологією та фазовим складом. Крім того, такі технології забезпечують високу чистоту покриття та задовільну адгезію до титанової під-

кладки, що є важливим для довготривалої роботи імплантів у біологічному середовищі [30, 31].

Серед фізичних методів формування танталових покриттів найбільшого поширення набули магнетронне розпилення, вакуумно-плазмове напилення та різні різновиди фізичного осадження

з парової фази. Метод електронно-променевого осадження у вакуумі (ЕВ-PVD) (рис. 2, а) шляхом випаровування із тигля широко застосовується для формування тонких танталових плівок (рис. 2, б) завтовшки від сотень нанометрів до кількох мікрометрів. У випадку нанорозмірних покриттів із наночастинками розміром до 100 нм використовують випарник із направленим паровим потоком (рис. 2, в), який забезпечує контрольований перенос матеріалу та формування покриттів, модифікованих наночастинками срібла (Ag), міді (Cu), золота (Au), паладію (Pd) або цинку (Zn) [32, 33].

Для отримання більш товстих і пористих покриттів перспективними є методи плазово-дугового напилення, зокрема МПН (рис. 2, з), який забезпечує високу адгезійну міцність покриття до підкладки та формування розвиненої поверхні, сприятливої для остеоінтеграції [25]. Загалом вибір технології нанесення визначається вимогами до товщини та пористості покриття, його механічних властивостей, а також функціонального призначення імплантату [30–34].

Спостерігається тенденція до розроблення та застосування багатшарових покриттів (рис. 3), здатних одночасно вирішувати декілька завдань: підвищення корозійної стійкості імплантату, стимулювання остеоінтеграції та запобігання розвитку бактеріальної інфекції. У цьому контексті пріоритетними є танталові та оксидно-танталові покриття, які поєднують високу біосумісність, хімічну стабільність і здатність стимулювати формування нової кісткової тканини. Зокрема дослідження пористих Та-покриттів, отриманих методом МПН та вакуумно-плазового напилення, показали покращення адгезії, проліферації та остеогенної диференціації клітин, а також прискорення процесів остеоінтеграції порівняно з непокритими титановими поверхнями [7, 25].

У той же час, для вирішення проблеми післяопераційної інфекції активно досліджуються поверхні, модифіковані Ag, або Cu, які забезпечують тривалий антибактеріальний ефект без суттєвого погіршення біосумісності. З огляду на це, перспективним напрямом є створення комбінованих покриттів, у яких танталовий або оксидно-танталовий шар виконує роль біосумісної та корозійностійкої основи, тоді як поверхневий нанорозмірний шар Ag або Cu забезпечує антимікробний захист (рис. 3).

Тому перспективним напрямом досліджень є розроблення комбінованих покриттів, що передбачають використання різних технологій осадження для їхнього формування на функціонально різ-

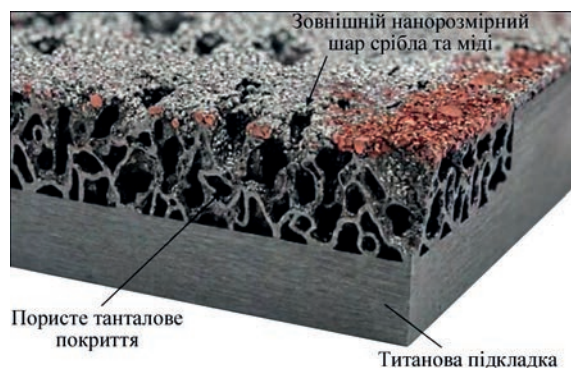


Рис. 3. Двошарові покриття – титанова підкладка, проміжний танталовий підшар та верхній нанорозмірний шар срібла та міді

них зонах імплантату. Так, на ділянках виробу, що контактують із кістковою тканиною, доцільним є формування пористих Та-покриттів методом МПН, який забезпечує ефективне розпилення тугоплавкого матеріалу та формування розвиненої поверхні, сприятливої для остеоінтеграції. Для зовнішніх елементів ендо- або екзопротезів перспективним є використання щільних покриттів Та або Ta_2O_5 , отриманих методами фізичного осадження з парової фази, зокрема ЕВ-PVD, що дозволяє підвищити корозійно-ерозійну стійкість, твердість поверхні та потенційно збільшити термін експлуатації виробу.

Таким чином, поєднання танталових та антибактеріальних шарів можна розглядати як один із найбільш перспективних напрямів розвитку функціональних покриттів для імплантатів нового покоління.

Висновки

1. Аналіз сучасних літературних даних свідчить, що модифікація поверхні титанових імплантатів є одним із ключових напрямів підвищення їхньої довговічності, біосумісності та функціональної надійності. Покриття на основі танталу, ніобію, цирконію та їхніх оксидів здатні суттєво покращувати корозійну стійкість, механічну стабільність і біологічну відповідь титанових підкладок. Ефективність таких покриттів значною мірою визначається технологічними параметрами їхнього формування, зокрема: методом нанесення, фазовим складом, товщиною, пористістю, морфологією поверхні та адгезійними характеристиками.

2. Танталові покриття є одними з найперспективніших для модифікації титанових імплантатів завдяки поєднанню високої хімічної інертності, корозійної стійкості, біосумісності та вираженого остеоінтеграційного потенціалу. Використання танталу у вигляді покриття дозволяє ефективно поєднати конструкційні переваги титану з біологічними властивостями танталової поверхні, уни-

каючи обмежень, притаманних масивним танталовим виробам, таких як: висока густина, значна вартість і складність механічної обробки.

3. Перспективним напрямом розвитку імплантатів із функціональними поверхнями є створення багат шарових функціональних систем типу Ti/Ta/Ag(Cu), у яких танталовий або оксидно-танталовий шар виконує бар'єрну, корозійностійку та остеointegraційну функції, тоді як нанорозмірні шари срібла або міді забезпечують антибактеріальний ефект. Для ділянок імплантатів, що безпосередньо контактують із кістковою тканиною, доцільним є застосування пористих танталових покриттів, тоді як для зовнішніх або навантажених функціональних зон перспективними є щільні покриття Ta або Ta₂O₅ завтовшки 500 нм...2 мкм, отримані методами фізичного осадження з парової фази, зокрема електронно-променевого осадження у вакуумі (EB-PVD).

Опубліковані результати були отримані в межах реалізації проєкту «Інноваційні біосумісні покриття з підвищеними експлуатаційними характеристиками для ортопедичних імплантатів, адаптованих до сучасних потреб військової та цивільної медицини, та комплекс технологій їх нанесення» за грантової підтримки Національного фонду досліджень України в межах конкурсу «Передова наука в Україні 2026-2028» згідно з договором № 27.07/0404 від 02.03.2026 р.

Під час підготовки цього рукопису було використано інструмент ШІ (ChatGPT) для візуалізації схеми 2-х шарового біосумісного покриття на рис. 3. Автори підтверджують достовірність і перевіреність усіх поданих даних і висновків.

Список літератури/References

1. Pabinger, C., Lothaller, H., Portner, N., Geissler, A. (2018) Projections of hip arthroplasty in OECD countries up to 2050. *HIP Intern.*, 28(5), 498–506. DOI: <https://doi.org/10.1177/1120700018757940>
2. Wang, W., Yeung, K.W.K. (2017) Bone grafts and biomaterials substitutes for bone defect repair: A review. *Bioactive Mater.*, 2(4), 224–247. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.bioactmat.2017.05.007>
3. Galloway, R., Monnington, K., Moss, R. et al. (2024) Satisfaction rates, function, and return to activity following young adult total hip arthroplasty. *Bone & Joint Open*, 5(4), 304–311. DOI: <https://doi.org/10.1302/2633-1462.54.BJO-2024-0005.R1>
4. Abbas, S.M., Takhakh, A.M., Chiad, J.S. (2023) Review of exploring the future of prosthetics using osseointegration technology. *Al-Nahrain J. for Eng. Sci.*, 26(3), 186–197. DOI: <https://doi.org/10.29194/njes.26030186>
5. Nobles, K., Janorkar, A.V., Roach, M.D. et al. (2024) In vitro evaluation of optimized PEEK surfaces for enhanced osseointegration. *Coatings*, 14(5), 518. DOI: <https://doi.org/10.3390/coatings14050518>
6. Li, H., Ding, Y., Hu, X. et al. (2024) A comparative study of TiO₂, Ta₂O₅ and Nb₂O₅ coated Ti6Al4V titanium alloy for biomedical applications. *Ceramics Intern.*, 50(23(B)), 50444–50453. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2024.09.390>
7. Li, R., Qin, Y., Liu, G. et al. (2017) Tantalum nitride coatings prepared by magnetron sputtering to improve the bioactivity and osteogenic activity for titanium alloy implants. *RSC Adv.*, 7(87), 55408–55417. DOI: <https://doi.org/10.1039/c7ra09032c>
8. Ronoh, K., Mwema, F., Dabees, S., Sobola, D. (2022) Advances in sustainable grinding of different types of the titanium biomaterials for medical applications: A review. *Biomed. Eng. Adv.*, 100047. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.bea.2022.100047>
9. Vajapey, S.P., Shah, V.M., Li, M., Estok, D.M. (2025) Cementless fixation in total joint arthroplasty: Factors impacting osseointegration. *J. of Clinical Orthopaedics and Trauma*, 61, 102871. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jcot.2024.102871>
10. Song, J., Liu, T., Shi, H. et al. (2017) Time-frequency analysis of the tribological behaviors of Ti6Al4V alloy under a dry sliding condition. *J. of Alloys and Compounds*, 724, 752–762. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.07.097>
11. Chen, X., Chen, S., Liang, L. et al. (2018) Electrochemical behaviour of EPD synthesized graphene coating on titanium alloys for orthopedic implant application. *Proc. CIRP*, 71, 322–328. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.procir.2018.05.035>
12. Hauer, G., Rasic, L., Klim, S. et al. (2024) Septic complications are on the rise and aseptic loosening has decreased in total joint arthroplasty: An updated complication based analysis using worldwide arthroplasty registers. *Archives of Orthopaedic and Trauma Surgery*, 144, 5199–5204. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00402-024-05379-2>
13. Janson, O., Gururaj, S., Pujari-Palmer, S. et al. (2019). Titanium surface modification to enhance antibacterial and bioactive properties while retaining biocompatibility. *Mater. Sci. and Eng.: C*, 96, 272–279. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msec.2018.11.021>
14. Badhe, R.V., Akinfosile, O., Bijukumar, D. et al. (2021) Systemic toxicity eliciting metal ion levels from metallic implants and orthopedic devices – A mini review. *Toxicology Letters*, 350, 213–224. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.toxlet.2021.07.004>
15. Chudinova, E.A., Surmeneva, M.A., Timin, A.S. et al. (2019) Adhesion, proliferation, and osteogenic differentiation of human mesenchymal stem cells on additively manufactured Ti6Al4V alloy scaffolds modified with calcium phosphate nanoparticles. *Colloids and Surfaces B: Biointerfaces*, 176, 130–139. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.colsurfb.2018.12.047>
16. Wang, S., Zhao, X., Hsu, Y. et al. (2023) Surface modification of titanium implants with Mg-containing coatings to promote osseointegration. *Acta Biomater.*, 169, 19–44. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2023.07.048>
17. Balla, V.K., Banerjee, S., Bose, S., Bandyopadhyay, A. (2010) Direct laser processing of a tantalum coating on titanium for bone replacement structures. *Acta Biomater.*, 6(6), 2329–2334. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2009.11.021>
18. Van Hengel, I.A.J., Tierolf, M.W.A.M., Valerio, V.P.M. et al. (2020) Self-defending additively manufactured bone implants bearing silver and copper nanoparticles. *J. of Mater. Chem. B*, 8(8), 1589–1602. DOI: <https://doi.org/10.1039/c9tb02434d>
19. Bermúdez, M.-D., Carrión, F.J., Martínez-Nicolás, G., López, R. (2005) Erosion–corrosion of stainless steels, titanium, tantalum and zirconium. *Wear*, 258(1–4), 693–700. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.09.023>
20. Shi, K., Zhang, Y., Zhang, J., Xie, Z. (2019) Electrochemical properties of niobium coating for biomedical application. *Coatings*, 9(9), 546. DOI: <https://doi.org/10.3390/coatings9090546>
21. Zegtouf, H., Saoula, N., Azibi, M. et al. (2019) A study of properties of ZrO₂ thin films deposited by magnetron sputtering under different plasma parameters: Biomedical application. *J. of Electrical Eng.*, 70(7), 117–121. DOI: <https://doi.org/10.2478/jee-2019-0052>
22. Fernández-Lizárraga, M., García-López, J., Rodil, S.E. et al. (2022) Evaluation of the biocompatibility and osteogenic properties of metal oxide coatings applied by magnetron sputtering as potential biofunctional surface modifications

- for orthopedic implants. *Mater.*, 15(15), 5240. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma15155240>
23. Li, X., Wang, L., Yu, X. et al. (2013) Tantalum coating on porous Ti6Al4V scaffold using chemical vapor deposition and preliminary biological evaluation. *Mater. Sci. Eng.: C*, 33(5), 2987–2994. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msec.2013.03.027>
 24. Aimone, P., Hinshaw, E. (2001) Tantalum materials in the CPI for the next millennium. In: *Corrosion 2001, 11-16 March 2001, Houston, TX. NACE Intern.*, C2001–01330. DOI: <https://doi.org/10.5006/C2001-01330>
 25. Alontseva, D., Safarova (Yantsen), Y., Voinarovych, S. et al. (2024) Biocompatibility and corrosion of microplasma-sprayed titanium and tantalum coatings versus titanium alloy. *Coatings*, 14(2), 206. DOI: <https://doi.org/10.3390/coatings14020206>
 26. Zhang, Y., Zheng, Y., Li, Y. et al. (2015) Tantalum nitride-decorated titanium with enhanced resistance to micro-biologically induced corrosion and mechanical property for dental application. *Plos One*, 10(6), e0130774. DOI: <https://doi.org/10.1371/journal.pone.0130774>
 27. Esmacili, M.M., Mahmoodi, M., Imani, R. (2017) Tantalum carbide coating on Ti-6Al-4V by electron beam physical vapor deposition method: Study of corrosion and biocompatibility behavior. *Intern. J. of Applied Ceramic Technol.*, 14(3), 374–382. DOI: <https://doi.org/10.1111/ijac.12658>
 28. Latif, R., Jaafar, M.F., Aziz, M.F. et al. (2020) Influence of tantalum's crystal phase growth on the microstructural, electrical and mechanical properties of sputter-deposited tantalum thin film layer. *Intern. J. of Refract. Metal. Hard Mater.*, 92, 105314. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jrmhm.2020.105314>
 29. Ellis, E.A.I., Chmielus, M., Baker, S.P. (2018) Effect of sputter pressure on Ta thin films: Beta phase formation, texture, and stresses. *Acta Mater.*, 150, 317–326. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.02.050>
 30. Xiong, D., Lin, N., Hao, Y. et al. (2025) Research progress on preparation techniques, properties, and applications of tantalum (Ta) coatings: A review. *Mater. Today Communications*, 47, 113196. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2025.113196>
 31. Li, J., Gong, Y., Xue, Y. et al. (2025) Magnetron sputtering to enhance bone integration of tantalum-coated titanium implants: an in vitro and in vivo analysis. *BMC Biotechnol.*, 25, 94. DOI: <https://doi.org/10.1186/s12896-025-01032-x>
 32. Movchan, B.A., Yakovchuk, K.Yu. (2012) *Device and method of electron beam evaporation and directed deposition of vapor flow on substrate in vacuum*. Pat. UA 98085, a2011 06568, publ. 10.04.2012 [in Ukrainian].
 33. Khokhlov, M., Gornostai, O., Maksymchuk, I. et al. (2025) Magnesium-based alloys with functional silver and copper nanocoatings obtained by EB-PVD method for orthopedic applications. In: *Proc. of 15th Int. Conf. on Nanomaterials: Appl. & Prop. (NAP), Bratislava, Slovakia, 2025, NRA13-I-NRA13-5*. DOI: <https://doi.org/10.1109/NAP68437.2025.11216241>
 34. Kuo, T.-Y., Chin, W.-H., Chien, C.-S., Hsieh, Y.-H. (2019) Mechanical and biological properties of graded porous tantalum coatings deposited on titanium alloy implants by vacuum plasma spraying. *Surface and Coatings Technol.*, 372, 399–409. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.05.003>

SURFACE MODIFICATION OF TITANIUM IMPLANTS AS A KEY APPROACH TO ENHANCING THEIR LONGEVITY (Review)

Yu.A. Kurapov, O.V. Gornostai, S.G. Voinarovych, S.M. Kaliuzhnyi

I.E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: gornostai.o.v@gmail.com

The paper presents the results of a systematic analysis of the scientific literature devoted to the surface modification of dental and orthopedic implants manufactured from titanium alloys. Various approaches to surface modification of titanium implants aimed at improving corrosion resistance, wear resistance, biocompatibility, osteointegration potential, and antibacterial activity are reviewed. Particular attention is paid to coatings based on tantalum, tantalum oxide (Ta₂O₅), tantalum nitride (TaN), and tantalum carbide (TaC), as well as to a comparative analysis of the functional properties of Ta-, Nb-, and Zr-containing coatings and their corresponding oxide systems. It is shown that the performance of such coatings is determined not only by their chemical composition but also by the deposition method, coating thickness, phase composition, porosity, adhesion to the titanium substrate, and surface morphology. The prospects for developing multilayer Ti/Ta/Ag(Cu) coating systems are substantiated, in which the tantalum or tantalum oxide layer serves as a biocompatible, corrosion-resistant, and osteointegration-promoting coating, while nanoscale silver or copper layers provide additional antibacterial functionality. The applicability of electron beam physical vapor deposition (EB-PVD) and microplasma spraying (MPS) for the modification of different functional regions of endo-exoprostheses is also discussed. 34 Ref., 3 Fig.

Keywords: *tantalum, nanocoatings, silver, copper, implants, electron beam physical vapor deposition (EB-PVD), microplasma spraying (MPS)*

ORCID

Ю.А. Курапов – <https://orcid.org/0000-0003-3460-1712>, О.В. Горностай – <https://orcid.org/0000-0003-4961-7397>, С.Г. Войнарович – <https://orcid.org/0000-0002-4329-9255>, С.М. Калюжний – <https://orcid.org/0000-0002-8132-3930>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛІ ЛІСТУВАННЯ

О.В. Горностай

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

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

Ю.А. Курапов, О.В. Горностай, С.Г. Войнарович, С.М. Калюжний (2026) Підвищення довговічності титанових імплантатів шляхом модифікації поверхні (Огляд). *Автоматичне зварювання*, 05, 30–38. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.05.04>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 02.07.2026

Отримано у переглянутому вигляді 08.09.2026

Підписано до друку 30.09.2026

Оприлюднено 20.10.2026

ВИБІР ПАРАМЕТРІВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ РЕЖИМІВ MIG І КВАЗІНЕПЕРЕВНОГО ЛАЗЕР-MIG ЗВАРЮВАННЯ ТАВРОВИХ І СТИКОВИХ З'ЄДНАНЬ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ 5083

А.А. Альошин, Yanchao Hu, Guirong

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

Роботу присвячено визначенню параметрів технологічних режимів MIG і квазінеперервного лазер-MIG зварювання таврових і стикових з'єднань алюмінієвого сплаву 5083 на підставі встановлення базових технологічних закономірностей. Порівняння результатів MIG і гібридного лазер-MIG зварювання алюмінієвого сплаву 5083 завтовшки 4 мм показало, що застосування випромінювання волоконного QCW-лазера із середньою потужністю 500 Вт і піковою 2500 Вт дозволяє зменшити зварювальний струм дуги плавкого електрода на 20...25 % і сприяє встановленню сталого синергетичного ефекту взаємодії дугової і лазерної складових, що проявляється у зменшенні площі поперечного перерізу стикового з'єднання приблизно на 27 %. Застосування випромінювання QCW-лазера при лазер-MIG зварюванні алюмінієвого сплаву 5083 сприяє зменшенню погонної енергії процесу зварювання таврових з'єднань на 22...40 %, а у випадку стикових з'єднань – до 15 %. При цьому залишкові деформації таврових з'єднань знижуються на 14...16 %, а стикових з'єднань – до 22 % порівняно зі звичайним MIG зварюванням. Бібліогр. 11, табл. 2, рис. 6.

Ключові слова: алюмінієвий сплав 5083, MIG зварювання, квазінеперервне випромінювання волоконного лазера, гібридне лазер-MIG зварювання, технологічні режими, залишкові деформації, формування швів

Аналіз літературних даних і постановка проблеми. Зварювання алюмінієвих сплавів із використанням квазінеперервного (QCW) волоконного лазерного випромінювання порівняно з використанням неперервного (CW) випромінювання забезпечує кращий контроль мікроструктури, зниження схильності до утворення пористості, тріщин і залишкових деформацій. Порівняно з CW-лазером, високий градієнт температури при чергуванні впадин і піків випромінювання QCW-лазера посилює потік розплавленої ванни, що, зокрема, сприяє зменшенню пористості. Так, у [1] показано, що в разі застосування випромінювання QCW-лазера пористість зварного шва знаходиться на рівні 0,3 %, що становить приблизно 1/40 частину від пористості аналогічного шва, отриманого випромінюванням CW-лазера (10,8 %).

Особливістю випромінювання волоконних QCW-лазерів є генерація частих коротких імпульсів (зазвичай частота порядку 5 кГц) із високою піковою потужністю, яка до 10 разів перевищує середню потужність. У разі зварювання алюмінієвих сплавів це допомагає подолати їхню високу відбивну здатність і теплопровідність, забезпечуючи стабільні, глибокі та вузькі зварні шви, особливо на тонколистових матеріалах [2].

Однак, на думку окремих авторів (наприклад, [3]), зварювання алюмінієвих сплавів випроміню-

ванням QCW-лазера частіше викликає пори, тріщини та інші дефекти порівняно з одномодовим неперервним CW випромінюванням. Навіть показники зусилля розриву зварених QCW випромінюванням зразків алюмінієвих сплавів є меншими за зусилля розриву зразків, зварених CW випромінюванням, хоча й знаходяться в допустимих межах. Така інформація свідчить про необхідність певної зміни технологічного підходу до застосування QCW-лазерів при зварюванні алюмінієвих сплавів, наприклад, переходу від звичайного лазерного зварювання до гібридного лазерно-дугового.

В останні роки для зварювання алюмінієвих сплавів стали широко застосовувати волоконні лазери [4], у тому числі, для гібридних лазерно-дугових процесів [5]. Було встановлено, що сполучення випромінювання волоконного лазера з дугою, зокрема дугою плавкого електрода (MIG-зварювання), при зварюванні алюмінієвих сплавів сприяє зниженню розтріскування при затвердінні, зменшенню негативного ефекту випаровування легуючих елементів, мінімізації пористості та підвищенню стабільності існування пароголового каналу (кейхолу).

Проте в процесах гібридного лазерно-дугового зварювання переважно застосовують CW випромінювання [6]. Такі переваги квазінеперервного лазерного випромінювання, як зниження погонної енергії зварювання та можливість зміни відношення ширини проплавлення до його глибини

© А.А. Альошин, Yanchao Hu, Guirong, 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

Таблиця 1. Хімічний склад (мас. %) матеріалу зразків зі сплаву 5083 і електродного дроту ER5356 [9]

Матеріал	Al	Mg	Mn	Si	Fe	Cu	Zn	Zr	Cr	Ti
Основний метал 5083	base material	5,5...6,5	0,7...1,1	≤ 0,4	≤ 0,4	≤ 0,1	≤ 0,2	0,02...0,12	–	–
Дріт ER5356	base material	4,5...5,5	0,1...0,2	–	–	–	–	–	0,05...0,20	0,06...0,20

(описані в [7]) поки що недостатньо задіяні при створенні процесів лазер-MIG зварювання алюмінієвих сплавів малих (до 4...5 мм) товщин. У даній роботі розглянуто порівняння технологічних можливостей звичайного MIG зварювання і гібридного лазер-MIG зварювання, у якому застосовано випромінювання QCW-лазера із середньою потужністю до 500 Вт і до 2500 Вт потужності у піку імпульсу (частота імпульсів 5 кГц).

Мета роботи – визначення параметрів технологічних режимів MIG і квазінеперервного лазер-MIG зварювання таврових і стикових з’єднань алюмінієвого сплаву 5083 на підставі встановлення базових технологічних закономірностей.

Матеріали, обладнання та методи дослідження. Для досягнення мети роботи та вирішення поставлених завдань було прийнято наступну методику проведення досліджень:

- вибір областей варіювання параметрів технологічних режимів MIG і лазер-MIG зварювання таврових і стикових з’єднань алюмінієвого сплаву 5083;
- підготовка лабораторного обладнання для виконання зварювання;
- виготовлення та підготовка під зварювання зразків сплаву 5083, шабрення зварюваних крайок безпосередньо перед зварюванням;
- проведення технологічних досліджень MIG і QCW лазер-MIG зварювання сплаву 5083 у вибраному діапазоні режимів;
- порівняння отриманих результатів із застосуванням візуального огляду, вимірювань, визначення залишкових деформацій, виготовлення макрошліфів та їхнє дослідження;
- встановлення основних відмінностей процесів MIG і QCW лазер-MIG зварювання, визначення прийнятних режимів.

Для проведення експериментів із MIG і QCW лазер-MIG зварювання виготовили заготовки з алюмінієвого сплаву 5083, хімічний склад якого наведено в табл. 1. Розміри зварюваних заготовок становили 300×100×4 мм. З цих заготовок надалі зварювали таврові та стикові зразки обраними методами із застосуванням дроту ER5356 діаметром 1,2 мм. Для проведення технологічних експериментів використовували схему процесу, описану в [8]. Лабораторний стенд і струбцина для зварювання таврових і стикових зразків показані на рис. 1.



Рис. 1. Лабораторний стенд для MIG і QCW лазер-MIG зварювання таврових і стикових зразків зі сплаву 5083 завтовшки $\delta = 4$ мм

Безпосередньо перед зварюванням крайки заготовок шабрили для усунення окисної плівки. Після цього ці заготовки збирали в таврове або стикове з’єднання за допомогою зазначеної струбцини із зазором до 0,1 мм і депланацією до 0,01 мм.

Зварювання таврових і стикових зразків зі сплаву 5083 завтовшки $\delta = 4$ мм виконували з використанням зварювального джерела живлення PATON PowerMIG-400-15-4-400V (виробник ІЕЗ ім. Є.О. Патона, Україна) у наступному діапазоні параметрів режимів: струм $I = 50...250$ А, напруга на дузі $U = 10...20$ В, швидкість процесу $V = 300...1000$ мм/хв.

Також для зварювання застосовували QCW-лазер із середньою потужністю випромінювання 500 Вт, піковою потужністю 2500 Вт і частотою модуляції випромінювання 5 кГц моделі MFSQ-500/2500W (виробник Maxphotonics, Китай). MIG і лазер-MIG зварювання стикових з’єднань алюмінієвого сплаву 5083 виконували на підкладках із нержавкої сталі. У разі MIG зварювання застосовували підкладки з прямокутною канавкою 2×1 мм, а у разі лазер-MIG зварювання – із закругленою (радіус 15 мм, глибина 1,0...1,5 мм) канавкою завширшки 2 мм.

Для подальших досліджень формоутворення зварних швів застосовували стандартний вимірювальний інструменті та інструментальний мікроскоп ММІ-2. Для дослідження структур отриманих швів використовували оптичний мікроскоп

Neophot-32. Для визначення залишкових деформацій використовували механічний круговий мікрометр з індикатором годинникового типу на штативі (точність вимірювань 0,01 мм; калібрування ISO 1702; виробник МІКРОТЕХ, Україна).

Результати технологічних досліджень. З довідникової літератури відомо, що MIG зварювання таврових з'єднань алюмінієвих сплавів може виконуватися зі швидкостями, на 50...100 % більшими за швидкості MIG зварювання стикових з'єднань при однаковій товщині зварюваних деталей із цих сплавів [9]. При лазер-MIG зварюванні таких з'єднань можна або збільшити швидкість при збереженні енергії дуги на рівні, властивому MIG зварюванню, або лишити швидкість на тому ж рівні, що й швидкість MIG зварювання, при одночасному зменшенні енергії дуги на 50...100 % [10]. Як показали подальші дослідження, при збереженні швидкості лазер-MIG зварювання на тому ж рівні, що й MIG, шов формується дещо краще, ніж при підвищенні швидкості. Зокрема знижується схильність до утворення підрізів по боках верхнього валика підсилення. Тому для проведення експериментів застосовували наведений вище діапазон параметрів режиму.

Основним підходом до вибору прийнятного режиму MIG або лазер-MIG зварювання було якісне формування швів. Критерієм якості формування

швів обрали їхню відповідність типу С (середня якість) або максимальне наближення до типу В (найвища якість) за стандартом ISO 10042:2018. Для вибору режимів досліджували зміну струму I , напруги U і погонної енергії E від швидкості зварювання V при зварюванні таврових і стикових з'єднань. При вирахуванні значень погонної енергії, згідно з рекомендаціями [11], як для MIG, так і для лазер-MIG процесів обрали значення ККД процесу на рівні 80 %.

На рис. 2 і 3 наведено дослідні залежності параметрів режимів MIG і лазер-MIG зварювання сплаву 5083 ($\delta = 4$ мм) із дротом ER5356 ($\varnothing 1,2$ мм) для таврових і стикових з'єднань. В усіх випадках дуга плавкого електрода застосовувалася у неперервному режимі. Випромінювання волоконного лазера застосовувалася у QCW режимі, тобто у режимі імпульсної модуляції з частотою 5 кГц із середньою потужністю 500 Вт при піковій потужності 2500 Вт. У випадку лазер-MIG зварювання співвідношення лазерної потужності (P_{las}) до дугової (P_{arc}) змінювали від 1,0 : 1,5 до 1,0 : 5,5 відповідно до збільшення швидкості процесу. При збільшенні дугової частки потужності лазер-MIG зварювання намагалися дотримуватися емпірично обраної залежності:

$$nP_{arc} = (n + 0,5)P_{las},$$

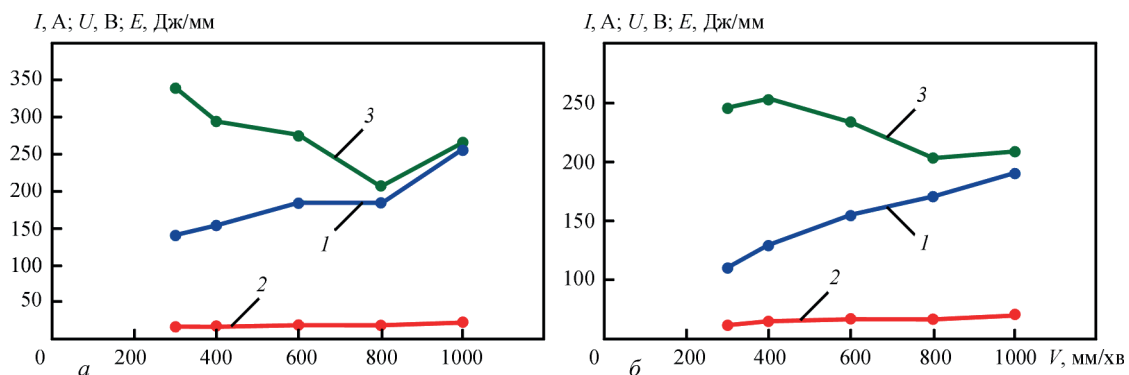


Рис. 2. Залежності параметрів режиму MIG (а) і лазер-MIG (б) зварювання таврових з'єднань сплаву 5083 ($\delta = 4$ мм) із дротом ER5356 $\varnothing 1,2$ мм: 1 – I , А; 2 – U , В; 3 – E , Дж/мм

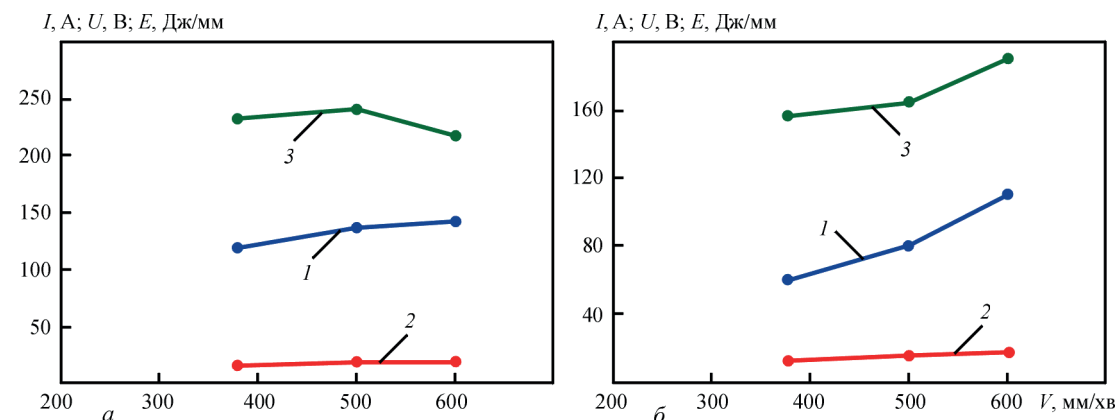


Рис. 3. Залежності параметрів режиму MIG (а) і лазер-MIG (б) зварювання стикових з'єднань сплаву 5083 ($\delta = 4$ мм) із дротом ER5356 $\varnothing 1,2$ мм: 1 – I , А; 2 – U , В; 3 – E , Дж/мм

де n – порядковий номер експерименту (відповідно до збільшення швидкості V від $n = 1$ при $V = 300$ мм/хв до $n = 5$ при $V = 1000$ мм/хв (рис. 2, 3)). При такому підході досягається значна економія лазерної потужності (P_{las}) за рахунок дії дугової складової (P_{arc}), що сприяє використанню лазерів порівняно невеликої потужності.

Окрім критерія форми швів, для визначення найкращого в обраному діапазоні параметрів режиму застосовували ще один критерій – мінімізацію залишкових деформацій. Залишкові деформації вимірювали за допомогою стенду, показаного на рис. 4. Він становив собою плоску сталеву плиту та індикатор годинникового типу на штативі, здатний вимірювати відхилення з точністю 0,01 мм. При вимірюванні залишкових деформацій в якості основної умови було прийнято допустимість наявності відхилень із площини зразка до 2,0 мм на довжині 300 мм. Це дозволило визначити рівень допустимої погонної енергії MIG і лазер-MIG зварювання (рис. 5).

Обговорення результатів досліджень. При зварюванні таврових з'єднань (рис. 2) в усіх випадках (MIG і лазер-MIG зварювання) отримували задовільне формування швів. Зі зменшенням швидкості зварювання таврових і стикових з'єднань ширина шва збільшувалася, а також збільшувалися й залишкові деформації (рис. 3). Якис-

не формування швів мало місце зі збільшенням швидкості зварювання понад 500 мм/хв.

Було визначено, що в разі збільшення погонної енергії зварювання понад 250 Дж/мм залишкові деформації зварених зразків збільшуються понад 1,5...2,0 мм, що робить небажаним MIG зварювання таврових з'єднань зі швидкостями нижче за 700 мм/хв (рис. 2, а; 5, а). При лазер-MIG зварюванні стикових з'єднань зі збільшенням швидкості зварювання і, відповідно, потужності зварювального джерела погонна енергія збільшувалася (рис. 3, б). Проте, згідно з даними вимірювання залишкових деформацій, таке збільшення погонної енергії не є критичним, а зменшення ширини швів при збільшенні швидкості з 380 до 600 мм/хв становить приблизно 25 % (рис. 5, б).

Проведені дослідження показали, що в усіх досліджуваних випадках найкращим режимом зварювання є варіант із максимальною швидкістю (наприклад, 600 мм/хв, рис. 5, б). Виняток становить лише випадок MIG зварювання таврових з'єднань (1000 мм/хв, рис. 5, а). Для цього випадку кращим є варіант зварювання зі швидкістю 800 мм/хв як такий, що забезпечує мінімізацію погонної енергії (рис. 5, а). Тому, з урахуванням даних рис. 2, 3 і 5, для подальших досліджень було обрано режими зварювання, наведені в табл. 2.

Подальші дослідження показали, що при лазер-MIG зварюванні таврових з'єднань зі швидкістю 1000 мм/хв погонна енергія зменшується на 40 % порівняно з MIG зварюванням (рис. 5, а; табл. 2). У разі порівняння MIG і лазер-MIG зварювання за режимами кращого формування швів (при 800 і 1000 мм/хв відповідно) зменшення погонної енергії становить ~22 % (рис. 5, а; табл. 2). Походячи з цих даних можна стверджувати, що у розглянутому випадку зварювання таврових з'єднань сплаву 5083 лазер-MIG зварювання є кращим.

Натомість при MIG і лазер-MIG зварюванні стикових з'єднань зі швидкістю 600 мм/хв погонна



Рис. 4. Стенд для вимірювання залишкових деформацій зварених зразків

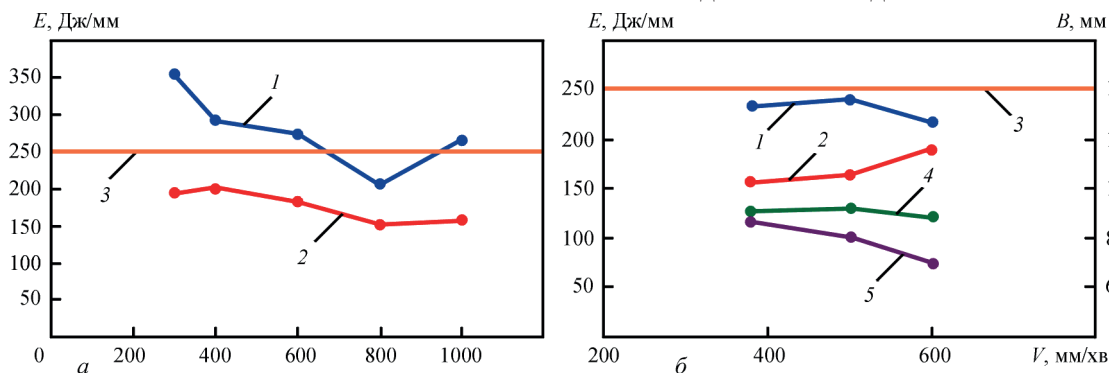


Рис. 5. Визначення допустимої швидкості зварювання залежно від погонної енергії і ширини швів при MIG і лазер-MIG зварюванні таврових (а) і стикових (б) з'єднань сплаву 5083 ($\delta = 4$ мм) із дротом ER5356 ($\varnothing 1,2$ мм): 1 – погонна енергія MIG зварювання; 2 – погонна енергія лазер-MIG зварювання; 3 – рівень допустимої погонної енергії (за критерієм допустимих деформацій); 4 – ширина шва MIG зварювання; 5 – ширина шва лазер-MIG зварювання

Таблиця 2. Параметри режимів MIG і QCW лазер-MIG зварювання таврових і стикових з'єднань алюмінієвого сплаву 5083 ($\delta = 4$ мм) із дротом ER5356 ($\varnothing 1,2$ мм)

Тип зразка / зварювання	$V_{др}$, м/хв	I , А	U , В	P , кВт	$V_{зв}$, мм/хв	$Q_{зг}$, л/хв	E , Дж/мм
Тавр / MIG	12,8	184	18,7	—	800	16	206
Тавр / laser-MIG	8,3	140	20,0	0,5/2,5	1000	16	158
Стик / MIG	8,4	142	19,1	—	600	24	217
Стик / laser-MIG	7,3	110	17,0	0,5/2,5	600	24	190

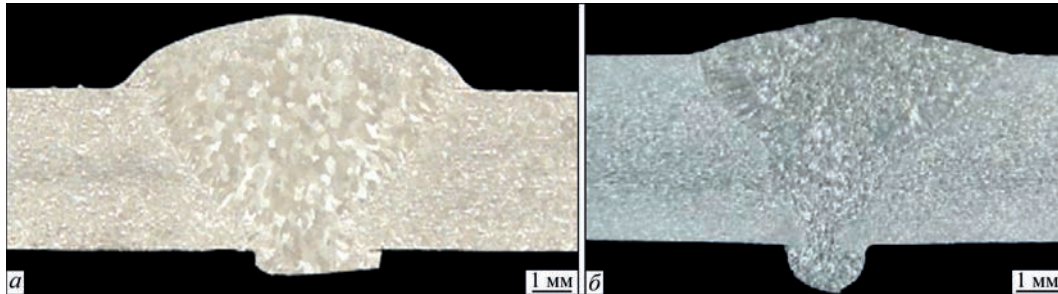


Рис. 6. Макроструктури поперечних перерізів стикових з'єднань сплаву 5083 ($\delta = 4$ мм), отриманих MIG (а) і QCW лазер-MIG (б) зварюванням

енергія лазер-MIG усього на 10...15 % менша за погонну енергію MIG зварювання (рис. 5, б; табл. 2). Така різниця не є критичною. Однак, якщо порівняти формування стикових швів, в обох випадках перевагу також слід віддати лазер-MIG зварюванню (рис. 6). І дійсно, при MIG зварюванні площа перерізу зварного з'єднання становила ~ 26 мм² (рис. 6, а), а при лазер-MIG зварюванні – ~ 19 мм² (рис. 6, б), тобто на 27 % менша. Зменшення площі переплавленого металу може свідчити про наявність сталого синергетичного ефекту при лазер-MIG зварюванні. Крім того, таке зменшення свідчить про відповідне зниження показників витрати електродного дроту та погонної енергії, що, у свою чергу, сприяє зниженню залишкових деформацій.

Можна припустити, що значна різниця (приблизно у два рази) величин зниження погонної енергії при QCW лазер-MIG зварюванні таврових з'єднань порівняно з тим же способом зварюванням стикових з'єднань полягає у кращому поглинанні лазерного випромінювання. При зварюванні кутового з'єднання, яке становить кожна сторона таврового, відбувається значно менше віддзеркалювання та розсіювання лазерного випромінювання, ніж на площині стикового з'єднання. Крім того, важливим моментом є застосування саме випромінювання QCW-лазера із середньою потужністю 500 Вт, яке менше віддзеркалюється від алюмінієвих сплавів, ніж СВ випромінювання. Згідно з літературними даними (наприклад, наведеним у [5, 6, 8, 10]) можна припустити, що для досягнення аналогічних результатів зварювання стикових з'єднань у разі застосування СВ випромінювання знадобиться лазерна потужність щонайменше 1000 Вт.

Було встановлено, що залишкові деформації зразків у вигляді відхилення від площини становлять: для таврових зразків, отриманих MIG спосо-

бом, – до 1,4 мм; для таврових зразків, отриманих лазер-MIG способом, – до 1,2 мм; для стикових зразків – до 0,45 мм і 0,35 мм відповідно. Отримані результати свідчать, що застосування випромінювання QCW-лазера при лазер-MIG зварюванні обраного алюмінієвого сплаву сприяє зниженню залишкових деформацій таврових з'єднань на 14...16 % і стикових з'єднань – до 22 %.

Висновки

1. Проведене порівняння результатів MIG і гібридного лазер-MIG зварювання алюмінієвого сплаву 5083 завтовшки 4 мм показало, що застосування випромінювання волоконного QCW-лазера із середньою потужністю 500 Вт і піковою 2500 Вт дозволяє зменшити зварювальний струм дуги плавкого електрода на 20...25 % і сприяє встановленню сталого синергетичного ефекту взаємодії дугової і лазерної складових, що проявляється у зменшенні площі поперечного перерізу стикового з'єднання приблизно на 27 %.

2. Встановлено, що застосування випромінювання QCW-лазера при лазер-MIG зварюванні алюмінієвого сплаву 5083 сприяє зменшенню погонної енергії процесу зварювання таврових з'єднань на 22...40 %, а у випадку стикових з'єднань – до 15 %. Це, зокрема, може бути пов'язане зі зменшенням втрат випромінювання QCW-лазера при зварюванні кутових швів таврових з'єднань.

3. Визначено, що застосування випромінювання QCW-лазера при лазер-MIG зварюванні обраного сплаву 5083 завтовшки 4 мм сприяє зниженню залишкових деформацій таврових з'єднань на 14...16 % і стикових з'єднань – до 22 % порівняно зі звичайним MIG зварюванням.

Список літератури/References

1. Chen, X., Zhang, L., Qin K. et al. (2025) Porosity suppression in the oscillating quasi-continuous laser welding of high hydrogen aluminum alloy. *Optics & Laser Technology*, **189**, 113115. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2025.113115>

2. Tu, J.F., Paleocrassas, A. (2010) Low speed laser welding of aluminium alloys using single-mode fiber lasers. In : *Laser Welding*, Ed. by Xiaodong Na, Stone. ISBN 978-953-307-129-9. Publisher Sciyo, 47–76. DOI: <https://doi.org/10.5772/9857>

3. Cheng, J., Zhang ,X., Zhang, P. et al. (2021) Comparison of QCW pulsed laser and single-mode CW laser on the welding of power cell lugs. *J. of Laser Applications*, **33**, 032008. DOI: <https://doi.org/10.2351/7.0000281>

4. Miller, E., Liu, S. (2018) Laser welding of aluminum alloys. In : *Aluminum Science and Technology*. Ed. by K. Anderson, J. Weritz, J.G. Kaufman. ASM International, 2A, 728–742. DOI: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v02a.a0006502>

5. Chen, J., Wu, D., Li, X. et al. (2025) Mechanisms of spatter formation and suppression in aluminum alloy via hybrid fiber-semiconductor laser system. *Coatings*, **15**(6), 691. DOI: <https://doi.org/10.3390/coatings15060691>

6. Sadeghian, A., Nath, S., Huang, Y. et al. (2022) Quasicon- tinuous wave pulsed laser welding of copper lap joints using spatial beam oscillation. *Micromachines*, **13**, 2092. DOI: <https://doi.org/10.3390/mi13122092>

7. He, Y., Song, X., Yang, Z. et al. (2025) Research and devel- opment progress of laser–arc hybrid welding: A review. *Met- als*, **15**(3), 326. DOI: <https://doi.org/10.3390/met15030326>

8. (2018) Encyclopedia of aluminum and its alloys, two-vol- ume set. Ed. by G.E. Totten, M. Tiryakioglu, O. Kessler. CRC Press. DOI: <https://doi.org/10.1201/9781351045636>

9. Liu, W., Wu, X., Cai, D. et al. (2025) High performance 7075-T6/6061-T6 dissimilar joint fabricated via laser-MIG hybrid welding assisted by nanotreating and postweld heat treatment. *Adv. Eng. Mater.*, **27**, 2500095. DOI: <https://doi.org/10.1002/adem.202500095>

10. Bunaziv, I., Akselsen, O.M., Ren, X. et al. (2021) Laser beam and laser-arc hybrid welding of aluminium alloys. *Metals*, **11**(8), 1150. DOI: <https://doi.org/10.3390/met11081150>

11. Bunaziv, I., Akselsen, O.M., Ren, X. et al. (2021) Laser beam and laser-arc hybrid welding of aluminium alloys. *Metals*, **11**(8), 1150. DOI: <https://doi.org/10.3390/met11081150>

SELECTION OF TECHNOLOGICAL PROCESS PARAMETERS FOR MIG AND QUASI CONTINUOUS LASER-MIG WELDING OF T-JOINTS AND BUTT JOINTS OF 5083 ALUMINUM ALLOY

A.A. Aloslyn, Yanchao Hu, Guirong

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.
E-mail: an.alekseevich@gmail.com

The work is devoted to determining the parameters of technological modes for MIG and quasi-continuous laser-MIG welding of T- and butt joints of 5083 aluminum alloy based on the establishment of fundamental technological relationships. Comparison of the results of MIG and hybrid laser-MIG welding of 4 mm thick 5083 aluminum alloy showed that the use of radiation from a fiber QCW laser with an average power of 500 W and a peak power of 2500 W makes it possible to reduce the welding current of the consumable electrode arc by 20...25 % and promotes the establishment of a stable synergistic interaction effect between the arc and laser components, manifested in a reduction of the cross-sectional area of the butt joint by approximately 27 %. The use of QCW laser radiation in laser-MIG welding of 5083 aluminum alloy contributes to a reduction in the heat input of the welding process for T-joints by 22...40 %, and for butt joints by up to 15 %. At the same time, the residual deformations of T-joints are reduced by 14...16 %, and those of butt joints by up to 22 % compared to conventional MIG welding. 11 Ref., 2 Tabl., 6 Fig.

Keywords: 5083 aluminum alloy, MIG welding, quasi-continuous fiber laser radiation, hybrid laser-MIG welding, process parameters, residual deformations, weld formation

A.A. Альошин – <https://orcid.org/0000-0001-9222-1078>, Yanchao Hu – <https://orcid.org/0009-0009-4834-7680>,
Guirong – <https://orcid.org/0009-0009-4733-7974>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

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

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

A.A. Альошин (2026) Вибір параметрів технологічних режимів MIG і квазінеперервного лазер-MIG зварювання таврових і стикових з’єднань алюмінієвого сплаву 5083. *Автоматичне зварювання*, **05**, 39–44. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.05.05>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>
Отримано 24.04.2026

Отримано у переглянутому вигляді 27.07.2026

Підписано до друку 30.09.2026

Оприлюднено 20.10.2026

44

ISSN 3041-2374 АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ, №5, 2026

ОЦІНКА НАДІЙНОСТІ ЗВАРНИХ КОНСТРУКЦІЙ ПОГЛИНАЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ СИСТЕМ УПРАВЛІННЯ ТА ЗАХИСТУ ЯДЕРНИХ РЕАКТОРІВ ВВЕР-1000 ТА ВВЕР-440 (Огляд)

О.С. Міленін, О.О. Махненко

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

Для забезпечення безпеки ядерних енергетичних установок на АЕС України важливу роль відіграють системи управління та захисту (СУЗ), до складу яких входять поглинаючі елементи (ПЕЛ) з поглинаючими стрижнями (ПС) реакторів ВВЕР-1000 та надставки аварійних регулюючих касет (АРК) реакторів ВВЕР-440. Складність експлуатаційного впливу на елементи СУЗ, які є зварними конструкціями, зумовлює необхідність глибокого вивчення особливостей протікання фізичних і технологічних процесів для забезпечення їхньої цілісності та надійності. На теперішній час методи прогнозування граничного стану та ресурсу елементів конструкцій ПС ПЕЛ і надставок АРК СУЗ недостатньо розвинуті, що не дає можливості обґрунтувати продовження терміну безпечної експлуатації вказаних елементів, назначений при конструюванні ядерних енергетичних установок. Бібліогр. 50, табл. 3, рис. 14.

Ключові слова: ядерні реактори, ВВЕР-1000, ВВЕР-440, система управління та захисту, поглинаючі стрижні, надставки касет аварійного регулювання, зварні з'єднання, надійність, термін безпечної експлуатації

Вступ. Техногенна безпека АЕС потребує глибокого вивчення стану відповідальних елементів реакторних установок, яке охоплює їхнє проектування, технічну діагностику та прогнозування залишкового ресурсу [1–5]. Серед них важливу роль відіграють системи управління та захисту (СУЗ), до складу яких входять поглинаючі елементи (ПЕЛ) з поглинаючими стрижнями (ПС) для реакторів типу ВВЕР-1000 та надставки аварійних регулюючих касет (АРК) для реакторів типу ВВЕР-440, що забезпечують контроль інтенсивності ядерних реакцій аж до повної аварійної зупинки реактора [6–8]. Складність експлуатаційного впливу на елементи СУЗ, які є зварними конструкціями, зумовлює необхідність глибокого вивчення особливостей протікання фізичних і технологічних процесів для забезпечення їхньої цілісності та надійності. Для цього досліджуються механізми пошкодження, що потенційно можуть наблизити граничний стан елементів конструкції або скоротити ресурс безпечної експлуатації ПС СУЗ і надставок АРК СУЗ, а саме: загальна корозія [9, 10], радіаційна стійкість матеріалів елементів конструкції [11, 12], радіаційна стійкість нейтронно-поглинаючих матеріалів [7, 13]. У поглинаючих елементах СУЗ в області монтажних зварних з'єднань існує просторово неоднорідний розподіл залишкових механічних напружень, який, у більшості випадків, при обґрун-

туванні ресурсу експлуатації не розглядається або спрощується з відповідним підвищенням консервативності експертних оцінок [2, 14, 15, 16]. Відомо, що залишковий післязварювальний напружено-деформований стан (НДС) значно впливає на крихку та втомну міцність конструкцій, викликає формозміну конструкції та відхилення геометричних параметрів від їхніх проектних значень [2, 14, 15]. Тому їх додаткове врахування є важливим при проектуванні, експертизі технічного стану та продовженні експлуатації зварних ПС СУЗ і надставок АРК СУЗ на позапроектний період.

Таким чином, актуальність проведення критичного аналізу закономірностей експлуатаційного впливу на технічний стан зварних конструкцій поглинаючих елементів СУЗ енергетичних реакторів, що знаходяться в експлуатації на АЕС України, а також методів оцінки їхньої надійності та роботоздатності зумовлена:

- необхідністю науково обґрунтованого продовження терміну безпечної експлуатації діючих зварних конструкцій ПС СУЗ і надставок АРК СУЗ;

- ефективністю застосування сучасних методів математичного та комп'ютерного моделювання, відповідних критеріїв граничного стану для визначення надійності зварних конструкцій, які можуть бути застосовані для аналізу стану елементів робочих органів СУЗ ядерних реакторів типу ВВЕР-440 і ВВЕР-1000;

- впровадженням на АЕС України конструкцій ПС СУЗ і надставок АРК СУЗ вітчизняного виробництва;

© О.С. Міленін, О.О. Махненко, 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

– впровадженням використання паливних елементів «Westinghouse Electric» (США) на вітчизняних АЕС.

Мета роботи – узагальнення закономірностей експлуатаційного впливу та аналіз сучасних підходів експертизи несучої здатності та надійності зварних ПС СУЗ і надставок АРК СУЗ, визначення шляхів покращення цих методів. Ідея дослідження полягає в застосуванні міждисциплінарних підходів, що поєднують матеріалознавчий аналіз конструкційних елементів і зварних з'єднань, аналіз нейтронно-фізичних характеристик при можливому продовженні експлуатації, теплотехнічний розрахунок енерговиділення у ПС СУЗ і надставках АРК СУЗ, а також розрахунковий аналіз міцності їхніх елементів із урахуванням технологічного етапу монтажного зварювання.

Призначення, конструкції, матеріали та особливості експлуатації поглинаючих елементів СУЗ реакторів ВВЕР-1000 і ВВЕР-440. На АЕС України знаходяться в експлуатації водо-водяні енергетичні реактори типу ВВЕР-440 і ВВЕР-1000. Поглинаючі елементи СУЗ цих реакторів виконують такі основні функції:

– швидке припинення ланцюгової реакції розпаду в реакторі шляхом швидкого введення в активну зону поглиначів та, у випадку реактора ВВЕР-440, з одночасним виведенням з активної зони паливної частини;

– автоматичне регулювання з метою підтримки потужності реактора на заданому рівні та переведення його з одного рівня потужності на інший у ручному та автоматичному режимах;

– компенсація швидких змін реактивності в ручному та автоматичному режимах.

Світовий досвід експлуатації ПС на енергетичних реакторних установках різного типу виявив низку характерних технологічних проблем [16]. Так, у реакторах із киплячою водою в ПС СУЗ із заповнювачем на основі карбиду бора B_4C спостерігалось стрес-корозійне розтріскування, спричинене радіаційним опроміненням через розпухання поглиначів, зношування стрижнів об компоненти верхніх внутрішніх пристроїв, а також розпухання зі зношуванням і розтріскуванням наконечників. Термін служби керуючих збірок ПС СУЗ у легководних реакторах наразі може обмежуватись механічним руйнуванням оболонки поглиначів [6]. Основною причиною є механічна взаємодія поглиначів з оболонкою через спричинені опроміненням розпухання поглиначів та повзучість матеріалу оболонки, що призводить до її розтріскування. У випадках, коли використовуються сильно розпу-

хаючі поглинаючі матеріали, такі як карбід бору, доцільно використовувати для оболонки матеріали, стійкі до стрес-корозійного розтріскування, наприклад, нікелеві сплави.

Згідно з існуючим досвідом [17] загальний термін експлуатації ПС СУЗ на реакторах ВВЕР-1000 складає 3...10 років. Подальше використання може призвести до значного розпухання поглинаючого матеріалу (B_4C), а також матеріалу оболонки з утворенням тріщин і подальшим вимиванням поглиначів. Максимальний термін експлуатації надставки АРК СУЗ на реакторах ВВЕР-440 складає 4...14 років у залежності від режиму роботи. Гарантування їхньої безпечної експлуатації та продовження терміну служби вимагає врахування особливостей конструкцій та експлуатації поглинаючих елементів СУЗ.

Загальний опис конструкції ПЕЛ СУЗ енергоблоку ВВЕР-1000. У складі активної зони реактора ВВЕР-1000 ПЕЛ СУЗ відноситься до елементів нормальної експлуатації, важливих для безпеки, класу 1Н [18], першої категорії сейсмостійкості [19]. ПЕЛ СУЗ (рис. 1, а) складається з 18 ПС. Конструкція ПС (рис. 1, б, рис. 2) базового варіанту включає оболонку, загерметизовану верхньою (наконечник) і нижньою (конус) кінцевими деталями електродуговим зварюванням у середовищі інертних газів (аргону або гелію). Оболонка ПС має зовнішній діаметр 8,2 мм з товщиною стінки 0,50...0,55 мм. Загальна довжина ПС становить 4215 мм.

З 2000-го року в діючі реактори ВВЕР-1000 почали встановлюватися ПЕЛ СУЗ з ПС конструкції 2173.00.000, в яких оболонка виконана з жаростійкого нікелевого сплаву 42ХНМ, а поглинаючий сердечник містить два поглинаючі матеріали, розміщені в двох зонах по висоті: у нижній завдовжки 300 мм він складається з порошку титанату диспрозію $Dy_2O_3+TiO_2$, а у верхній завдовжки 3200 мм – із порошку карбиду бору B_4C природного ізотопного складу. Застосування в удосконаленій конструкції комбінованого поглинаючого сердечника, в якому використано радіаційно-стійкий (n, γ)-поглинач титанат диспрозію в нижній частині стрижнів, дозволило знизити вплив розпухання сердечника на надійність ПС. Позитивною властивістю сплаву 42ХНМ є жароміцність і корозійна стійкість у пароводяному середовищі, висока пластичність в опроміненому стані при 300...400 °С, як короточасна, так і тривала [17]. Це дозволило продовжити максимальний призначений ресурс таких стрижнів до 10 років (3 роки в режимі АР і 7 років у режимі АЗ [8, 20].

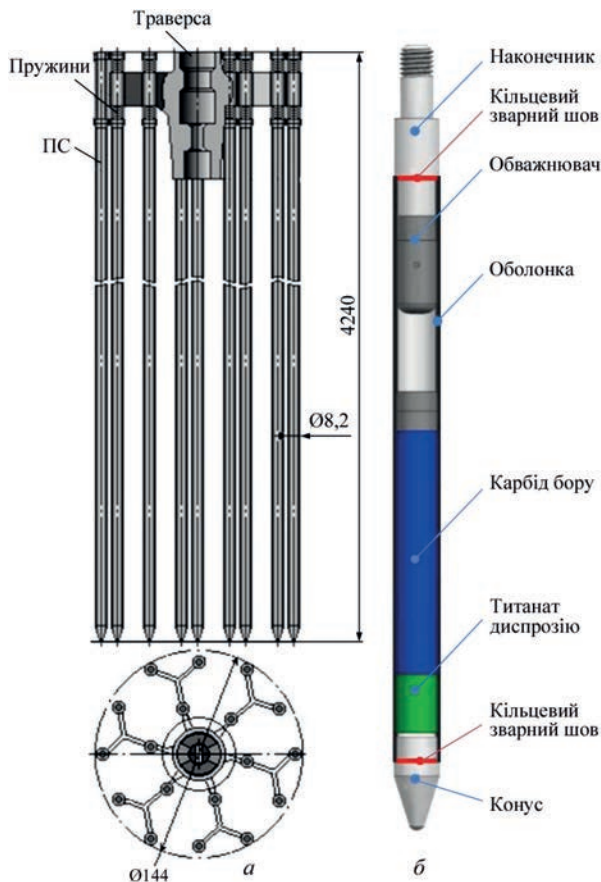


Рис. 1. ПЕЛ (а) та ПС (б) СУЗ реактора ВВЕР-1000

Таблиця 1. Режими навантаження ПС СУЗ ВВЕР-1000 [23]

Позначення режиму	Опис режиму	Граничні умови (діючі навантаження)
ТТО-1	Транспортно-технологічні операції	У випадку транспортування ПС СУЗ у контейнері прискорення не перевищують 4g у горизонтальному напрямку, $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$
ТТО-2	Транспортно-технологічні операції	Під час перестановок ПС СУЗ у ТВС, що планово виконуються в басейні витримки при температурі теплоносія $\leq 70\text{ }^{\circ}\text{C}$, максимально допустиме повздовжнє навантаження на ПС СУЗ складає 490,3 Н.йу Внутрішній тиск до 3,0 МПа
ГВ	Гідравлічні випробування	Зовнішній тиск до 24,5 МПа, температура середовища $T = 120\text{ }^{\circ}\text{C}$
АР	Аварійне регулювання	Динамічне навантаження на ПС СУЗ консервативно приймається 10g, що реалізується при переміщенні вгору. Температура 350 $^{\circ}\text{C}$. Зовнішній тиск 16,5 МПа. Внутрішній тиск до 3,0 МПа
АЗ	Аварійний захист	Динамічне навантаження на ПС СУЗ при падінні (скиданні) в ТВЗ приймається рівним 31g. Температура 350 $^{\circ}\text{C}$. Зовнішній тиск 16,5 МПа. Внутрішній тиск до 3,0 МПа
ПНУЕ (НУЕ+АС)	Порушення нормальних умов експлуатації (Аварійна ситуація)	Аварійні режими швидкого охолодження та зниження тиску теплоносія першого контуру (двосторонній розрив ГЦТ та ін.)
МРЗ	Максимальний проєктний землетрус	Динамічне навантаження 2,6g (горизонтальне) і 1,6g (вертикальне). Температура 350 $^{\circ}\text{C}$. Зовнішній тиск 16,5 МПа. Внутрішній тиск до 3,0 МПа

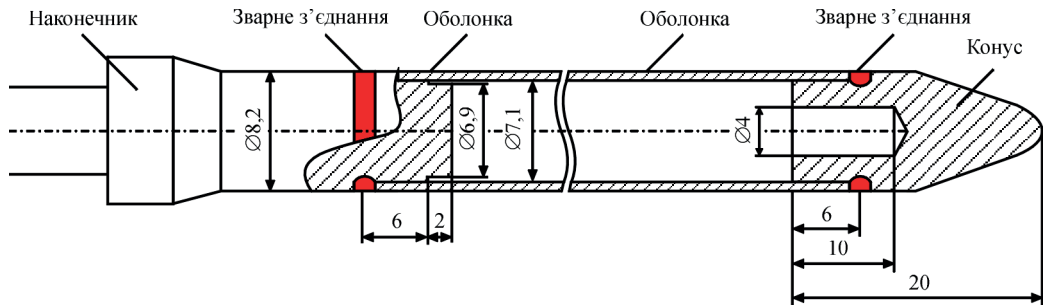


Рис. 2. Схема вузлів зварних з'єднань наконечника ПС з оболонкою та конуса ПС з оболонкою

ки, з'єднаних між собою. До складу СУЗ ВВЕР-440 входять 37 АРК, які закріплені на штоках, що виходять наверх через патрубки кришки корпусу. Вони переміщуються у вертикальному напрямку електроприводами. Під час спрацювання аварійного захисту (режим АЗ) АРК скидаються вниз в активну зону реактора. Надставка АРК входить до складу активної зони енергоблоків із реактором ВВЕР-440, відноситься до елементів нормальної експлуатації, важливих для безпеки, клас безпеки 2 [18]; категорія сейсмостійкості 1 [19]. Термін експлуатації надставки в регулюючій групі складає 4 роки, в групі аварійного захисту реактора – 10 років.

Надставка складається з головки, хвостовика, чохла, обмежувача, центральної труби та 22 вкладишів із бористої сталі (рис. 3). Вкладиш є шестигранною трубою завтовшки 7,1 мм, заввишки 102 мм і розміром «під ключ» 137 мм. Матеріал вкладишів – хромонікелева нержавка сталь із добавками природного бору 1,6...2,0 мас. %. Чохол виготовлений із аустенітної сталі типу 03X17H14M3 (X2CrNiMo17-12-2, AISI 316L, 1.4404) [24], яка має вищі параметри механічної міцності, відрізняється високою корозійною стійкістю та відмінною зварюваністю. Матеріал усіх інших елементів конструкції надставки АРК ВВЕР-440 – титан-стабілізована аустенітна сталь 08X18H10T (X6CrNiTi18-10, AISI 321, 1.4541) [24]. Зварні з'єднання корпусу хвостовика з центральною трубою та обмежувачем, а також чохла з головкою та хвостовиком надставки виконуються автоматичним дуговим зварюванням із застосуванням зварювального дроту Св-04Х19Н11М3.

Аустенітні сталі досить широко застосовуються для відповідальних конструкцій в галузі ядерної енергетики, де працюють при високих радіаційних опроміненнях [25]. У табл. 2 наведено опис режимів роботи надставки АРК згідно з [26].

На основі наведеного можна узагальнити, що складність експлуатаційного впливу на поглинаючі елементи СУЗ зумовлює необхідність глибокого вивчення особливостей протікання фізичних

Таблиця 2. Режими роботи надставки АРК ВВЕР-440 [26]

Позначення режиму	Опис режиму	Граничні умови (діючі навантаження)
ГВ	Гідравлічні випробування	Зовнішній тиск 15,7 МПа, температура середовища $T = 150^{\circ}\text{C}$
АР	Аварійне регулювання	Динамічне навантаження до 10g, що реалізується при переміщенні АРК вгору. Зовнішній тиск 12,5 МПа, $T = 325^{\circ}\text{C}$
АЗ	Аварійний захист	Динамічне навантаження на АРК при падінні (скиданні) приймається рівним 30g. Зовнішній тиск 12,5 МПа, $T = 325^{\circ}\text{C}$
ПНУЕ (НУЕ+АС)	Порушення нормальних умов експлуатації (аварійна ситуація)	Аварійні режими швидкого охолодження теплоносія першого контуру (двосторонній розрив ГЦТ та ін.)
МРЗ (НУЕ+МР)	Максимальний розрахунковий землетрус	Надставка повинна виконувати свої функції при МРЗ 7 балів і витримувати сейсмічні впливи, акселерограми яких встановлені для енергоблоків із реактором ВВЕР-440

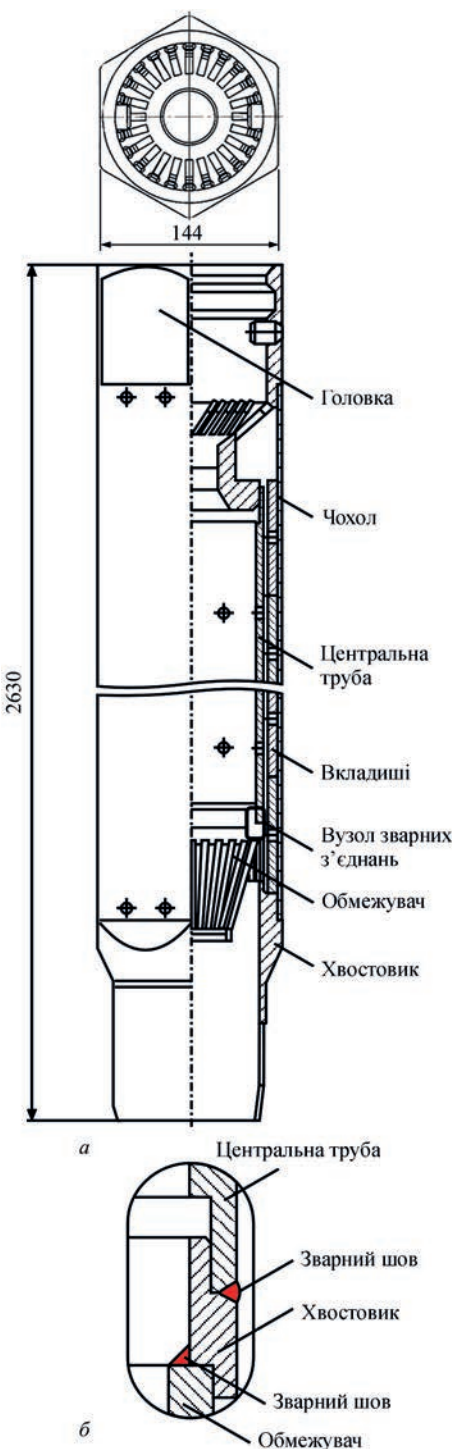


Рис. 3. Конструкція надставки АРК енергоблоку ВВЕР-440 (а) та вузол зварних з'єднань (б) корпусу хвостовика з центральною трубою та обмежувачем

і технологічних процесів для забезпечення їхньої цілісності та надійності при довгостроковій експлуатації. Хоча конструкції поглинаючих елементів реакторів ВВЕР-1000 і ВВЕР-440 досить сильно відрізняються, але їх об'єднує схожі умови експлуатації, наявність зварних з'єднань, близькі за властивостями високолеговані матеріали.

Фізичні явища та технологічні процеси, які обмежують ресурс безпечної експлуатації елементів СУЗ у проєктних і позапроєктних умовах. Надійність і ресурс безпечної експлуатації СУЗ енергетичних реакторів ВВЕР-1000 і ВВЕР-440 залежать від факторів, які обумовлені як особливостями технології виготовлення (зварювання), так і умовами експлуатації. Технологія зварювання конструкцій поглинаючих елементів створює технологічну спадковість у матеріалі, у тому числі, розподіли залишкових напружень і пластичних деформацій, а також можливе утворення дефектів несущільності матеріалу у вигляді пор, включень і мікротріщин. Умови експлуатації містять різні ре-

жими навантаження, пов'язані з високим тиском і температурою теплоносія, інтенсивним радіаційним опроміненням в активній зоні реактора, різкою зміною навантажень при аварійних ситуаціях, динамічними навантаженнями при транспортно-технологічних операціях і при максимальному розрахунковому землетрусі. Під дією таких навантажень відбуваються фізичні процеси та явища, які можуть призводити до деградації матеріалу конструкцій поглинаючих елементів.

Необхідно відзначити, що процеси, які впливають на пошкоджуваність матеріалів конструкційних елементів ядерних реакторів, достатньо вивчені, розроблені відповідні фізичні моделі, які можуть ефективно засновуватися при математичному моделюванні НДС і механічних властивостей матеріалу елементів СУЗ. До механізмів пошкоджуваності матеріалів елементів СУЗ відносяться радіаційне окрихчення, втома, корозія, радіаційна розпухання та повзучість, радіаційна стійкість матеріалу поглиначів (рис. 4).

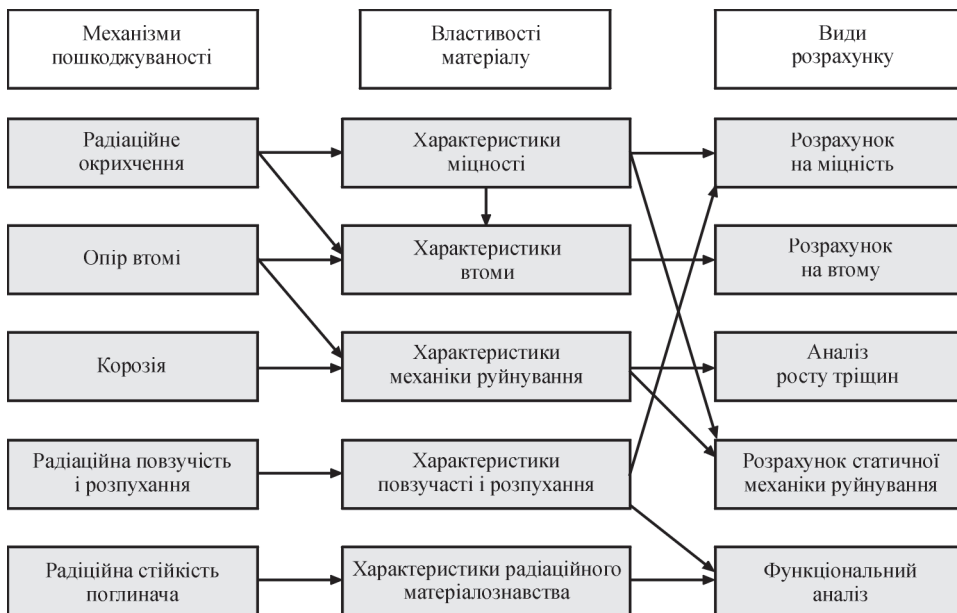


Рис. 4. Схема методології оцінювання механізмів пошкоджуваності

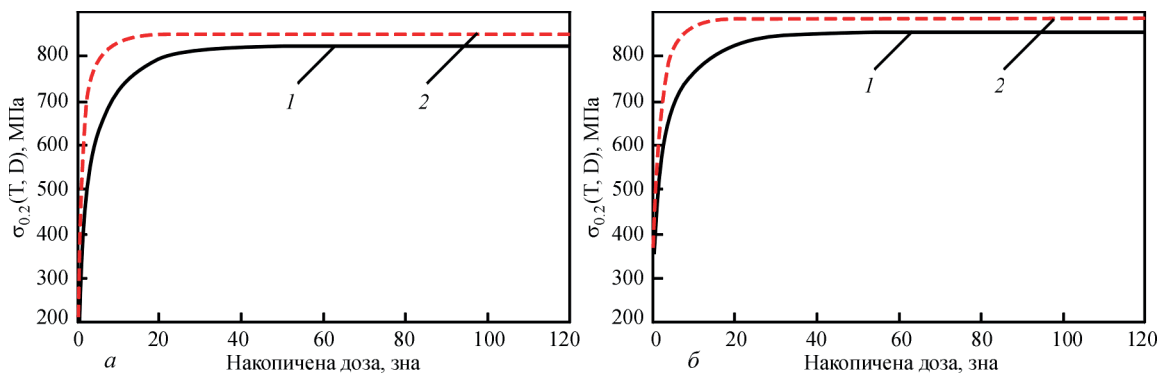


Рис. 5. Механічні властивості сталі 08X18H10T у залежності від накопиченої пошкоджуючої дози (зна – зміщення на атом) при температурі $T = 400^{\circ}\text{C}$: $\sigma_{0.2}(T, D)$ – границя текучості матеріалу, $\sigma_b(T, D)$ – границя міцності матеріалу, 1 – ОМ, 2 – зварний шов [28]

Радіаційне окрихчення. Відомо, що радіаційне опромінення підвищує границю текучості та границю міцності аустенітних сталей, збільшує швидкість низькотемпературної повзучості матеріалів і призводить до радіаційного окрихчення [27]. У [28] розглянуто механічні властивості сталі 08X18H10T і металу її зварного шва в опроміненому стані, отримано залежності границі текучості та границі міцності від дози та температури опромінення. На рис. 5 видно, що в залежності від накопиченої пошкоджуючої дози границя текучості та границя міцності матеріалу мають несуттєві відмінності як для основного металу (ОМ), так і для матеріалу зварного шва, що дає можливість при аналізі надійності не враховувати зміни механічних властивостей в зоні зварного шва.

Виходячи з даних [11, 17], міцність оболонки зі сплаву 42ХНМ інтенсивно зростає до флюенсу $5 \cdot 10^{21}$ н/см² (рис. 6, а). Подальше опромінення практично не впливає на зміну границі текучості, мінімальне значення якої становить 625 МПа при флюенсі $34 \cdot 10^{21}$ н/см². Пластичність оболонки зменшується зі збільшенням дози опромінення. Найнижче загальне видовження, що спостерігалось при дослідженні зразків оболонок макетів регулюючих стрижнів, опромінених до $\sim 26 \cdot 10^{21}$ н/см² ($E > 0,1$ MeV), становило 8,1 % (рис. 6, б). У разі збереження аналогічної тенденції зменшення загального видовження, зумовленого флюенсом нейтронів, при дозі $\sim 34 \cdot 10^{21}$ н/см² ($E > 0,1$ MeV) загальне видовження становитиме 6,6 %.

Аналіз наведених даних щодо впливу нейтронного опромінення на в'язкість руйнування K_{lc} аустенітних матеріалів показує, що при невеликих дозах до ~ 1 зна (зміщення на атом) істотного зниження цього параметра не спостерігається. Подальше підвищення дози опромінення призводить до помітного зменшення K_{lc} . При дозах, що перевищують 20 зна, швидкість деградації опірності крихкому руйнуванню поступово знижується,

у кінцевому підсумку досягається насичення, коли подальше опромінення вже не чинить істотного впливу на значення K_{lc} для аустенітних сталей.

Згідно з [29], критичне значення J -інтеграла J_c для аустенітних сталей після опромінення до високих доз перебувають у діапазоні 30...40 кДж/м². На нижній полиці в'язкості метал зварних з'єднань вирізняється нижчими значеннями J_c , що зумовлено особливостями мікроструктури з'єднання, зокрема наявністю δ -фериту та можливістю його перетворення у σ -фазу під час тривалої експлуатації.

Опірність крихкому руйнуванню (критичне значення K_{lc}) хромонікелевих сплавів у результаті опромінення (накопичена доза до 12 зна) може знизитись більше ніж у 3 рази [30], що може негативно впливати на збереження герметичності оболонки ПС СУЗ під дією експлуатаційних або аварійних навантажень.

Опір втомному руйнуванню. Для розрахунку на циклічну міцність елементів СУЗ обирають режим НУЕ, ГВ і режим АС. В якості проєктних циклів навантаження для режиму НУЕ та ГВ консервативно приймаються щорічні пуск-зупинка та гідровипробування за проєктний строк експлуатації. В якості проєктних циклів навантаження АС можна консервативно використовувати сумарну кількість циклів спрацювання аварійного захисту. З урахуванням вищевказаного прогнозна кількість циклів навантаження елементів СУЗ за період проєктного строку експлуатації 10...14 років не повинна перевищувати 100–200 циклів.

Матеріали, з яких виготовляють регулюючі елементи СУЗ, мають достатньо високі характеристики опору крихкому руйнуванню як при статичному, так і при циклічному навантаженні, як це показано в табл. 3 на прикладі аустенітної сталі 08X18H10T [25, 31]. При цьому хромонікелеві сплави мають підвищені міцнісні та пластичні характеристики відносно аустенітних сталей

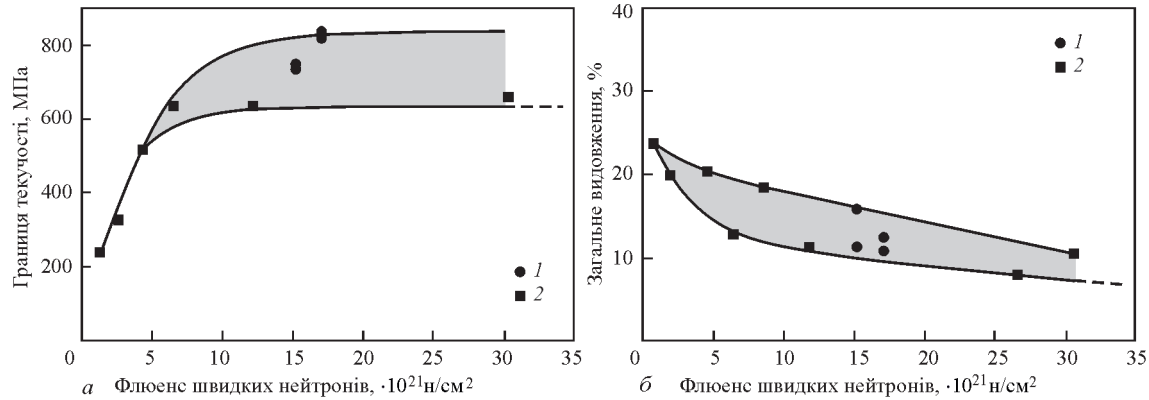


Рис. 6. Механічні властивості сплаву 42ХНМ у залежності від накопиченої пошкоджуючої дози за температури 300 °С: а – границя текучості, б – відносне видовження, 1 – поглинаючі стрижні, 2 – зразок [17]

Таблиця 3. Характеристики циклічної тріщиностійкості сталей у реакторній воді борного регулювання при 300 °С [25, 31]

Марка сталі	K_{th}	K_{thc}	K_{fc}
	МПа·м ^{0,5}		
08X18H10T	9,2	9,8	87

Примітка: K_{th} – пороговий розмах коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) при циклічному навантаженні, K_{thc} – пороговий розмах КІН при циклічному навантаженні з урахуванням впливу середовища, K_{fc} – порогове значення КІН при статичному навантаженні з урахуванням впливу середовища.

як в неопромінену, так і опромінену станах (рис. 7) [32].

Також авторами [32] визначено, що хоча вода першого контуру АЕС із водо-водяними реакторами типу ВВЕР не впливає на зниження опору малоциклової втомі сталі 08X18H10T (рис. 7), з підвищенням температури з 20 до 350 °С опір малоциклової втомі металу зварних швів помітно падає, що треба враховувати при оцінці циклічної міцності зварних з'єднань за допомогою коефіцієнту 0,8. Під дією водного теплоносія регламентованого хімічного складу на поверхнях аустенітних сталей виникає плівка складних оксидів, причому концентрація хрому збільшується [33]. Такі плівки надійно захищають метали від взаємодії з водним теплоносієм, що зумовлює їхню корозійну стійкість у стаціонарних режимах. Але вони крихко руйнуються від порівняно малих механічних на-

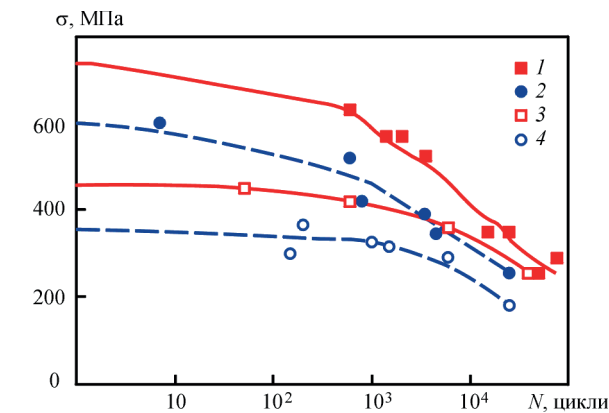


Рис. 7. Опір малоциклової втомі сталі 08X18H10T при 290 °С на повітрі (2) та у воді (1) [32]

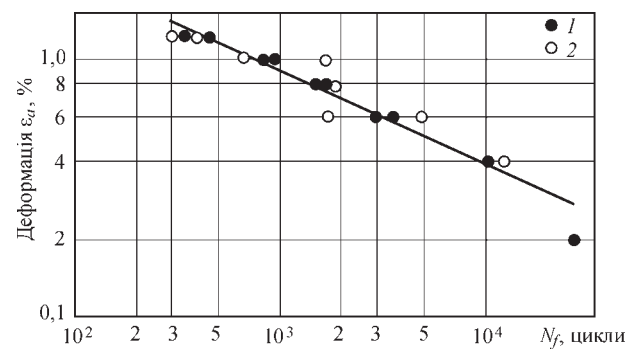


Рис. 8. Опір малоциклової втомі сталі 08X18H10T при 290 °С на повітрі (2) та у реакторній воді (1) [33]

вантажень і вразливі до хімічного забруднення теплоносія. Таким чином, за відсутності реалізації впливу середовища за механізмом корозійного розтріскування елементи СУЗ можуть безаварійно відпрацьовувати свій ресурс. Але при порушенні хімічного балансу теплоносія опір втомі елементів обладнання з аустенітних нержавіжних сталей може помітно знижуватись (рис. 8) [31].

Корозійне пошкодження. Згідно з результатами дослідження [10] конструкційні матеріали елементів СУЗ мають високу корозійну стійкість в умовах експлуатації першого контуру теплоносія (350 °С, 16,5 МПа). Хромонікелевий сплав 42ХНМ має вищу корозійну стійкість, бо оксидні плівки, що утворюються на його поверхні, суттєво не розчиняються, на відміну від аустенітних сталей Х18Н10Т, які мають коефіцієнт розчинення оксидної плівки 30 % (рис. 9). Протягом одного паливного циклу (7500 год) експлуатації сталей Х18Н10Т в активній зоні ВВЕР-1000 відбудеться втрата майже 54 мг/дм² (середнє значення для 06Х18Н10Т і 08Х18Н10Т) металу, що становить 0,68 мкм. Наступний паливний цикл призведе до втрати лише 0,19 мкм металу. Для сплаву 42ХНМ втрати за перший і другий паливні цикли становитимуть 0,1 і 0,04 мкм відповідно. За 10 років експлуатації втрати металу конструкційних елементів, виготовлених зі сталі Х18Н10Т, становитимуть ~ 2,5 мкм, а зі сплаву 42ХНМ – ~ 0,5 мкм.

Оскільки елементи СУЗ працюють у контакті з агресивним середовищем (теплоносієм) при підвищеній температурі (до 350 °С) та за високого тиску (до 16,5 МПа), до характерних пошкоджуючих факторів відноситься корозійно-механічне пошкодження у вигляді корозійного розтріскування, спричинене радіаційним опроміненням, при статичних або циклічних навантаженнях. Особливо небезпечними зонами є ЗТВ зварних з'єднань [2]. Оболонки з хромонікелевих сплавів не схильні до корозійного роз-

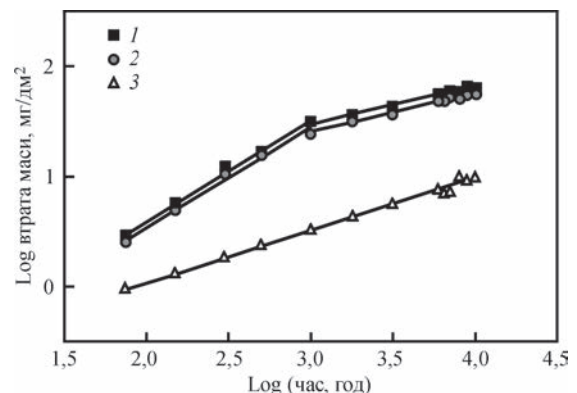


Рис. 9. Зміна маси зразків зі сплаву 42ХНМ та аустенітної сталі марок 06Х18Н10Т і 08Х18Н10Т після хімічного видалення оксидних плівок: 1 – 06Cr18Ni10Ti, 2 – 08Cr18Ni10Ti, 3 – 42CrNiMo [10]

тріскування під напруженням, але в [34] зазначено чутливість до цього процесу оболонок із аустенітної сталі (рис. 10). Разом з тим, цей процес носить дифузійний, залежний від часу, характер і має місце лише за наявності напружень розтягу в оболонці.

Радіаційне розпухання матеріалу. Основною макроскопічною характеристикою радіаційного розпухання є зміна об'єму матеріалу ΔV за рахунок виникнення пор у процесі його опромінення. В ізотропному наближенні деформації розпухання відповідають об'ємній формозміні:

$$S = \frac{\Delta V}{V} 100\% \quad (1)$$

ДП НАЕК «Енергоатом» для розрахунку радіаційного розпухання елементів зі сталей X18H10T внутрішньокорпусних пристроїв ВВЕР-1000 регламентує досить розвинуту фізичну модель [35, 36], яка, окрім залежності від температури та накопиченої дози, містить вплив напруженого стану:

$$S = C_D D^n f_1(T) f_2(\sigma_m, \sigma_{eq}) f_3(\alpha) 100\%, \quad S > 0 \quad (2)$$

$$f_1(T) = \exp(-r(T - T_{\max})^2);$$

$$f_2(\sigma_m, \sigma_{eq}) = 1 + P(0,85\sigma_m + 0,15\sigma_{eq});$$

$$f_3(\alpha) = \exp(-\eta\alpha);$$

$$C_D = 1,035 \cdot 10^{-4}, \text{ зна}^{-n}, \quad n = 1,88;$$

$$r = 1,825 \cdot 10^{-4}, \text{ } ^\circ\text{C}^{-2}, \quad T_{\max} = 470 \text{ } ^\circ\text{C};$$

$$P = 8 \cdot 10^{-3} \text{ МПа}^{-1}, \quad \eta = 8,75,$$

де σ_m – середні напруження, МПа; σ_{eq} – еквівалентні напруження, МПа; α – параметр Оджкіста.

Як видно з (2), ця модель враховує еквівалентні та середні напруження, які можуть бути як розтягуючими, так і стискаючими, а тому врахування НДС може підвищувати або знижувати рівень радіаційного розпухання.

Радіаційна повзучість матеріалу. Радіаційна повзучість визначається як поступова зміна форми матеріалу під дією навантаження в умовах оп-

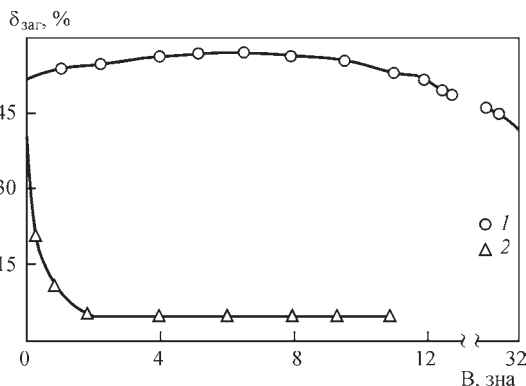


Рис. 10. Залежність відносного видовження при 300 °С опромінених зразків зі сплаву 42ХНМ (1) та аустенітної сталі марок 304 і 316 (2) від дози пошкоджень [34]

ромінення, що зумовлена радіаційним пошкодженням ґратки та спостерігається навіть за низьких температур, коли термічна повзучість практично відсутня. Ефект радіаційної повзучості зазвичай найбільш виражений в температурному режимі $0,2 \dots 0,45 T_{\text{пл}}$ (де $T_{\text{пл}}$ – температура плавлення матеріалу). У цьому температурному режимі величина деформації, пов'язаної з радіаційною повзучістю, може бути на порядки більшою, ніж при термічній повзучості [36].

Згідно з існуючими розрахунковими даними [37] температура оболонки ПС ПЕЛ СУЗ реактора ВВЕР-1000 не перевищує 336 °С із зовнішньої сторони та 348 °С – з внутрішньої сторони в місці контакту з поглиначем, який може мати в середині свого об'єму максимальну температуру до 530 °С. У випадку надставки АРК СУЗ реактора ВВЕР-440, яка охолоджується теплоносієм як із зовнішньої, так і з внутрішньої сторони, температура матеріалу конструкції не повинна суттєво перевищувати температуру теплоносія 325 °С. На рис. 11 порівнюється залежна від температури поведінка радіаційної повзучості та звичайної термічної повзучості аустенітної нержавіючої сталі [38]. Радіаційна повзучість вирізняється відносно слабкою залежністю від температури та прогресивним зростанням деформації зі збільшенням рівня пошкодженості при даній температурі [39].

Розроблені відповідні моделі радіаційної повзучості для сталі 08Х18Н10Т [35]:

$$\frac{d\epsilon^{cr}}{dt} = \left(B_0 \frac{dD}{dt} + \omega \frac{dS}{dt} \right) \sigma_{eq}, \quad (3)$$

де $B_0 = 1 \cdot 10^{-6} (\text{МПа} \cdot \text{зна})^{-1}$, $\omega = 2,95 \cdot 10^{-3} \text{ МПа}^{-1}$.

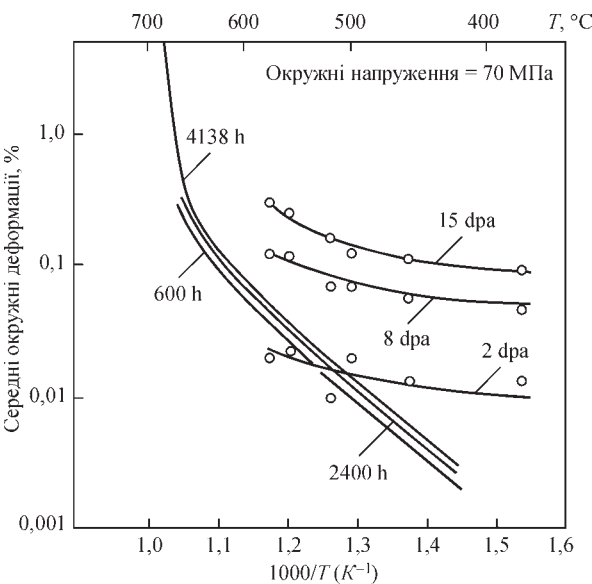


Рис.11. Порівняння термічної повзучості (суцільні лінії) та радіаційної повзучості (точки) сталі Туре 316 [38]

Радіаційна стійкість нейтронно-поглинаючих матеріалів. Опромінення нейтронами призводить до двох потенційно небезпечних явищ у поглинаючих матеріалах, які можуть вплинути на термін служби ПС: зміни ізотопного складу та розпухання поглинаючого елементу. Зміни ізотопного складу можуть призвести як до зниження ефективності поглинання нейтронів, так і до утворення газоподібного гелію. У ПС ПЕЛ СУЗ, що зараз експлуатуються на українських АЕС у якості матеріалу, що поглинає нейтрони, використовується комбінація віброуцільненого титанату диспрозію та карбиду бору. Титанат диспрозію вирізняється відсутністю газоподібних продуктів поділу. Крім того, протягом трьох років експлуатації в активній зоні ефективність поглинання нейтронів титанату диспрозію в нижній, найбільш навантаженій частині стрижнів, зменшується лише на ~5 % (рис. 12) [13].

Вигорання ізоотопу ^{10}B , який входить до складу карбиду бору, призводить до інтенсивнішого зниження ефективності поглинання нейтронів порівняно з титанатом диспрозію. Також до недоліків ^{10}B відноситься розпухання під впливом опромінення, утворення гелію при вигоранні та виділення газу під оболонкою ПС. Згідно з наявними даними [13], робота регулюючих стрижнів до максимального вигорання ^{10}B менше за ~30 % супроводжується незначним виходом газоподібного гелію, що призводить до збільшення тиску під оболонкою до 0,5...1,0 МПа. Для найбільшого вигорання ^{10}B , яке становить 53,2 %, вихід гелію створює тиск під оболонкою в діапазоні ~2,0...2,5 МПа (рис. 13). При подальшому вигоранні, наприклад, до 72...77 %, при збереженні попередньої швидкості накопичення гелію тиск під оболонкою буде в діапазоні ~3,8...4,6 МПа.

Наразі розглядаються можливості продовження терміну експлуатації ПС ПЕЛ СУЗ реакторів типу ВВЕР-1000 шляхом оцінки їхнього залиш-

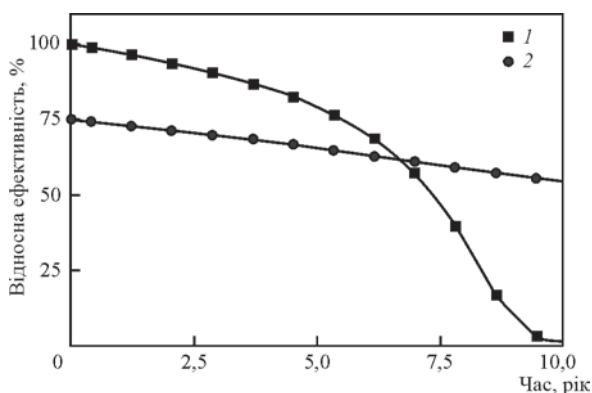


Рис. 12. Залежність відносної ефективності поглинання нейтронів карбідом бору (B_4C) (1) та титанатом диспрозію ($\text{Dy}_2\text{O}_3 \cdot \text{TiO}_2$) (2) від часу експозиції за однакових умов опромінення [13]

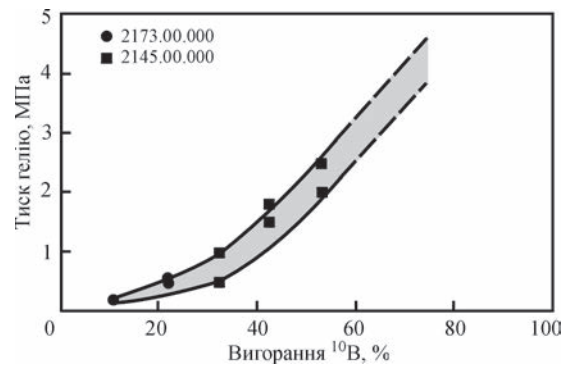


Рис. 13. Залежність внутрішнього тиску в оболонці ПЕЛ при 20 °C від максимального вигорання ізоотопу ^{10}B [13]

кового ресурсу із застосуванням підходу, що враховує фактичне положення ПС протягом усіх паливних циклів експлуатації. На основі розрахунків [17], виконаних із урахуванням графіка зміни положення ПЕЛ СУЗ групи АР і потужності одного з енергоблоків протягом паливного завантаження, показано, що запропонований підхід дозволяє продовжити ресурс більшості ПС СУЗ з 3 до 5 років для елементів групи АР та з 7 до 15 років для елементів групи АЗ.

Методи оцінки міцності, надійності та ресурсу поглинаючих елементів СУЗ елементів атомних реакторів. При обґрунтуванні продовження термінів безпечної експлуатації елементів обладнання АЕС, у тому числі, ПС СУЗ енергетичних реакторів ВВЕР-1000 і ВВЕР-440 необхідно проводити комплекс розрахунків на міцність при різних режимах випробувань, нормальних умов експлуатації, порушень цих умов і аварійних ситуацій. З метою зниження консервативності розрахунків на міцність, регламентованих діючими стандартами, допускається проведення поглиблених досліджень із застосуванням нових моделей фізичних процесів, що відбуваються при експлуатації ядерних реакторів, нових результатів досліджень і сучасних критеріїв і методів розрахунків. Розвиваються методи теплогідрравлічних і нейтронно-фізичних розрахунків, що дозволяє отримувати точніші дані стосовно розподілів температури та флюенсу нейтронів у конструкційних елементах реакторів при різних сценаріях їхньої роботи. Відповідно нові дані дозволяють проводити уточнені розрахункові оцінки напружено-деформованого стану та міцності конструкційних елементів із урахуванням таких фізичних явищ, як радіаційне окрихнення та розпухання матеріалу. Також сучасні розрахункові підходи дозволяють отримувати досить достовірну інформацію стосовно розподілу механічних властивостей матеріалу, залишкових напружень і пластичних деформацій у зоні зварних з'єднань і наплавлень, що пов'язано з урахуванням техноло-

гічної спадковості виготовлення елементів обладнання АЕС.

Регламентовані розрахунки міцності елементів обладнання АЕС. Згідно з діючими стандартами при виконанні розрахункових обґрунтувань міцності, надійності та ресурсу елементів обладнання АЕС проводяться наступні розрахунки [1, 3, 8] з урахуванням виконаних теплогідравлічних і нейтронно-фізичних аналізів, а також механічних характеристик матеріалів після впливу нейтронного опромінення:

- розрахунок статичної міцності для режимів ГВ, НУЕ;
- розрахунок сейсмічної міцності (режиму МРЗ і комбінація режимів НУЕ + МРЗ);
- розрахунки на міцність з урахуванням теплогідравлічних змін у режимі аварійного захисту (режим АС) і комбінація режимів НУЕ + АС, НУЕ + АС + МРЗ;
- розрахунок на циклічну міцність;
- розрахунок на віброміцність;
- розрахунок на опір крихкому руйнуванню;
- розрахунок на тривалу циклічну міцність;
- розрахунок на прогресуючу формозміну.

У рамках виконання обґрунтування механічної міцності конструкцій зварних елементів СУЗ енергоблоків ВВЕР-1000 і ВВЕР-440 має бути підтверджено, що виконання функціональних вимог забезпечується конструктивним виконанням її елементів, здатних зберігати свою цілісність і геометричні характеристики під дією проектних навантажень і умов експлуатації в активній зоні в інтервалі проектного часу. Кількісною характеристикою надійності відповідальних елементів енергетичного обладнання, яка визначається під час експертизи їхнього стану, є рівень механічних напружень, що формується на різних етапах експлуатації. Для випадку оболонкових елементів розподіл напружень у перерізі конструкції визначається взаємодією зварювальних напружень із зовнішніми навантаженнями та температурним впливом. Тому для прогнозування полів напружень необхідно врахувати як технологічний аспект монтажного зварювання, тобто кінетику термодетформованого стану матеріалу конструкції під дією локального джерела нагрівання аж до повного охолодження та настання залишкового стану після зварювання, так і подальшого експлуатаційного навантаження.

Стосовно вибору методів визначення залишкових (нерелаксованих) напружень у зварних з'єднаннях слід зазначити деякі характерні особливості такого визначення:

– високий градієнт зміни напружень, що вимагає відповідної бази вимірювань або розмірів скінченних елементів при чисельному моделюванні;

– об'ємність напруженого стану, особливо у глибинних шарах, коли три основних компоненти напружень досить співмірні за величиною, а їхній напрямок далеко не завжди передбачуваний.

Зазначені особливості створюють суттєві обмеження для застосування найбільш прийнятних неруйнівних методів [40] вимірювання залишкових напружень (ультразвуковий, рентгенівський та електромагнітні методи). Для цих методів прийнятні результати можна отримувати тільки на доступних поверхнях (з урахуванням відповідного мікроструктурного тарування), проте їхнє застосування для глибинних шарів є неприйнятним. Виняток становить метод нейтронної дифракції [41], проте його застосування вимагає дуже коштовного обладнання, тому він використовується, головним чином, в окремих лабораторіях США, Канади, Європи та Японії.

Слід звернути увагу, що для вимірювання напружень у поверхневих шарах великих виробів значну конкуренцію зазначеним вище неруйнівним методам становлять так звані напівруйнівні методи, засновані на відомому методі Матара [42]. Удосконалення методів вимірювання пружних деформацій після свердління отвору, наприклад за допомогою голографічної інтерферометрії, з одного боку, і зниження наклепу при свердлінні невеликих отворів, з іншого, вдихнули нове життя в цей метод при вимірюванні залишкових напружень у поверхневому шарі різних виробів [43].

У зв'язку з розвитком обчислювальної техніки та засад термомеханіки зварювання [44] широке розповсюдження при визначенні залишкових напружень у зварних конструкціях отримали розрахункові методи, що базуються на математичному моделюванні кінетики розвитку температурних полів і пружно-пластичних деформацій у процесі зварювання та подальшої термообробки зварних з'єднань із урахуванням зміни мікроструктури та механічних властивостей у процесі нагрівання та охолодження. Тому раціональним є використання методів математичного моделювання та комп'ютерного моделювання відповідних технологічних процесів на основі мультифізичних математичних моделей та скінченно-елементних засобів їхньої чисельної реалізації.

Задача чисельного прогнозування кінетики температурного поля та розвитку пружно-пластичних деформацій може розглядатись у рамках постановки крайової задачі нестационарної термопластичності. Так, кінетика температурного поля визначається

шляхом чисельного розв'язання нестационарного рівняння теплопровідності, а саме :

$$c\rho(r,\beta,z,T)\frac{\partial T(r,\beta,z)}{\partial \tau} = \nabla[\lambda(r,\beta,z,T)\nabla T(r,\beta,z)], \quad (4)$$

де λ , $c\rho$ – теплопровідність і об'ємна теплоємність матеріалу конструкції відповідно в даній точці як функції від просторових координат у циліндричній системі координат (r, β, z) і температури.

Джерелом тепла є нормально розподілений поверхневий потік від зварювальної дуги в області монтажного з'єднання. Дисипація тепла через поверхню при зварюванні відбувається відповідно до закону Ньютона-Ріхмана (конвективна тепловіддача) і Стефана-Больцмана (інфрачервоне випромінювання) та описується відповідними потоками тепла. Таким чином, граничні умови щодо сформульованої задачі (4) наступні:

$$-\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial n} = -q_w + \alpha_T(T - T_C) + \varepsilon\sigma_{SB} \cdot (T^4 - T_C^4), \quad (5)$$

де n – нормаль до поверхні; α_T – коефіцієнт тепловіддачі; T – температура матеріалу; T_C – температура навколишнього середовища; ε – ступінь чорноти матеріалу; σ_{SB} – константа Стефана-Больцмана; q_w – потік енергії зварювального нагрівання.

Математичний розгляд об'єднаної задачі кінетики температурного поля та розвитку НДС базується на скінченно-елементному описі з використанням об'ємних скінченних елементів (СЕ). У межах об'єму СЕ розподіли температур, напружень і деформацій приймаються однорідними, а приріст тензора деформацій може бути представлено у відповідності до наступного виразу [44]:

$$d\varepsilon_{ij} = d\varepsilon_{ij}^e + d\varepsilon_{ij}^p + \delta_{ij}d\varepsilon_T, \quad (6)$$

де $d\varepsilon_{ij}^e, d\varepsilon_{ij}^p, \delta_{ij}d\varepsilon_T$ – компоненти приросту тензора деформацій, обумовлених пружним механізмом деформування, деформаціями миттєвої пластичності та кінетикою неоднорідного температурного поля, відповідно, δ_{ij} – одиничний тензор.

Тензори механічних напружень s_{ij} і пружних деформацій $d\varepsilon_{ij}^e$ пов'язані між собою узагальненим законом Гука, тобто [2]:

$$\varepsilon_{ij}^e = \frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma}{2G} + \delta_{ij}(K\sigma + \varphi), \quad (7)$$

де σ – середнє значення нормальних компонентів тензора напружень σ_{ij} , тобто $\sigma = \frac{(\sigma_{\beta\beta} + \sigma_{zz} + \sigma_{rr})}{3}$,

$K = \frac{1-2\nu}{E}$ – модуль об'ємного стиску, φ – функція вільної об'ємної зміни, пов'язаної з нагрівом, структурними перетвореннями тощо, у простішому випадку $\varphi = \alpha(T-T_0)$, α – коефіцієнт темпера-

турного розширення, T_0 – початкова температура матеріалу.

Пошук рішення проводиться ітераційним шляхом на кожному кроці чисельного простежування в рамках крайової задачі нестационарної термопластичності, що дозволяє розв'язати нелінійність за пластичним плином.

Таким чином, чисельне розв'язання задачі нестационарної термопластичності дозволяє отримувати вичерпні дані щодо кінетики температурних полів і НДС у відповідальних конструкціях при зварюванні, а також враховувати залишковий НДС при оцінці впливу експлуатаційних впливів на їх надійність. Але наступною задачею є інтерпретація цих розрахункових результатів з точки зору виконання критеріїв міцності. Одним із таких методів є метод постульованих дефектів, який передбачає розгляд припустимості невеликих тріщиноподібних дефектів у кожному вузлі скінченно-елементного розбиття з наступним використанням критеріїв припустимості в рамках використання підходів механіки руйнування.

Одним із широко використовуваних критеріїв допустимості тріщиноподібних дефектів є процедура R6 [45], яка базується на двопараметричній діаграмі крихко-в'язкого руйнування тіла з тріщиною (рис. 14).

Якщо стан конструкції описується точкою, що лежить в області, обмеженій осями та граничною кривою, дефект припустимий; якщо – на кривій чи над нею, дефект неприпустимий. Граничне значення $L_r = L_{rmax}$, яке дозволяє уникнути оцінки в області локальної пластичної нестійкості, може бути визначено значеннями, наведеними на рис. 14.

Співвідношення для розрахунку залишкового коефіцієнта запасу міцності n зварного з'єднання, який є типовою кількісною характеристикою на-

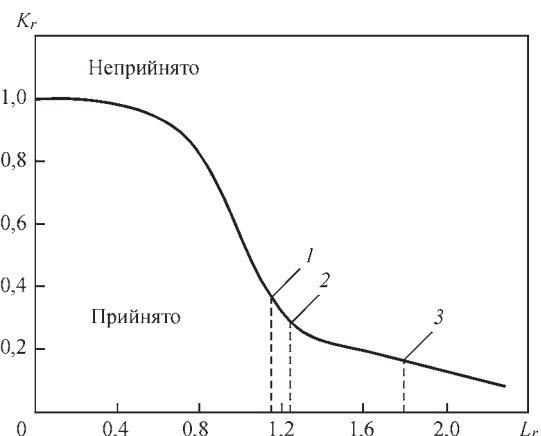


Рис. 14. Двопараметрична діаграма оцінки схильності до крихко-в'язкого руйнування конструкції з тріщиноподібним дефектом [45]: 1 – межа при 1,15 (низьколеговані сталі та зварні з'єднання); 2 – межа при 1,25 (низьковуглецеві сталі та аустенітні зварні з'єднання); 3 – межа при 1,8 (аустенітні сталі)

дійності, може бути сформульовано у вигляді [2, 46]:

$$nK_r(L_r) = \begin{cases} \left[1 - 0,14(n \cdot L_r)^2\right] \left\{0,3 + 0,7 \exp\left[-0,65(nL_r)^6\right]\right\}, & \text{якщо } nL_r \leq L_{r\max} \\ 0, & \text{якщо } nL_r > L_{r\max}. \end{cases} \quad (8)$$

$$K_r = \frac{K_I}{K_{IC}}, \quad L_r = \frac{\sigma_{ref}}{\sigma_T},$$

де K_I – коефіцієнт інтенсивності напружень, K_{IC} – критичне значення K_I , σ_{ref} – реферативні напруження, σ_T – границя текучості.

Розрахунок розподілу коефіцієнта запасу міцності у перерізі конструкції дозволяє оцінити її крихку міцність залежно від параметрів зварювального процесу та умов зовнішнього силового навантаження. Одним із ключових аспектів коректної реалізації даного алгоритму є вибір величини постульованого дефекту. З одного боку, лінійні розміри тріщини не повинні перевищувати роздільної здатності інструментальних засобів дефектоскопії, а з іншого боку, бути досить великими для виявлення схильності конструкції до крихкого руйнування, що може бути визначено варіюванням розмірів дефектів, що постулюються.

Питання зростання розмірів тріщиноподібних дефектів нині досить добре висвітлені в сучасній літературі [2, 47]. Тут в основному розрізняють три характерні механізми зростання: втомний, корозійний та повзучість. Перший пов'язаний зі змінними навантаженнями, а два інших можуть виявлятися й при статичному навантаженні. Для розглянутого устаткування атомної енергетики роль повзучості є невеликою при експлуатаційних температурних умовах роботи, проте втома та корозія є досить впливовими факторами в безпеці експлуатації.

У рекомендаціях Міжнародного інституту зварювання [48] при прогнозуванні кінетики зростання втомних тріщин нормального відриву в зоні зварного з'єднання пропонується залежність:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_0 \Delta K_I^m}{1 - R - \frac{\Delta K_I}{K_C}} \quad \text{при } \Delta K_I > \Delta K_{th}(R);$$

$$\frac{da}{dN} = 0 \quad \text{при } \Delta K_I < \Delta K_{th}(R);$$

де константи C_0 , m , K_C – характеристики матеріалу; $\Delta K_I = K_I^{\max} - K_I^{\min}$ від зовнішніх навантажень, тобто не залежить від залишкових напружень σ_{ij}^{res} ; коефіцієнт асиметрії циклу навантаження

$$R = \frac{K_I^{\min} + K_I^{res}}{K_I^{\max} + K_I^{res}}; \quad \text{граничне значення } \Delta K_{th}(R)$$

визначається залежністю:

$$\Delta K_{th}(R) = 190 - 144R, \quad \text{але не нижче за } 62 \text{ МПа} \cdot \text{мм}^{1/2} \quad (10)$$

З урахуванням залежності R від K_I^{res} неважко отримати при $\Delta K_I > \Delta K_{th}(R)$:

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_0 \Delta K_I^{m+1}}{(K_I^{\max} + K_I^{res}) \left(1 - \frac{K_I^{\max} + K_I^{res}}{K_C}\right)} \quad (11)$$

Видно, що при $m > 1$ збільшення K_I^{res} (особливо, коли $K_I^{\max} + K_I^{res} \rightarrow K_C$) може помітно інтенсифікувати зростання втомних тріщин.

Для корозійних тріщин роль нерелаксованих залишкових напружень є рівноправною з такою для напружень від зовнішнього навантаження. Експериментальні дані [49] показують, що швидкість зростання таких тріщин залежить від величини коефіцієнта інтенсивності сумарних напружень, тобто для низки випадків доданок K_I^{res} у сумарній величині K_I може бути значним.

Критерії цілісності та роботоздатності зварних з'єднань ПС СУЗ і АРК СУЗ. При проведенні розрахункового обґрунтування міцності зварних конструкцій елементів СУЗ необхідно розглядати кожне зварне з'єднання з точки зору забезпечення його роботоздатності при продовженні експлуатації зі збереженням попередніх умов експлуатації з урахуванням залишкових напружень і можливих несучільностей, а також забезпечення цілісності при динамічних навантаженнях (скиданнях, транспортних, сейсмічних навантаженнях) і максимальній деградації механічних характеристик матеріалу під дією радіаційного опромінення.

Проектним критерієм цілісності зварних з'єднань ПС СУЗ ВВЕР-1000 в інтервалі проектного та продовженого терміну експлуатації приймається умова, що максимальний флюенс (накопичена доза) швидких нейтронів ($E > 0,1$ МеВ), що дорівнює $3,4 \cdot 10^{22}$ н/см², який досягається на зварному з'єднанні конуса з оболонкою ПС, виготовленої зі сплаву 42ХНМ, є проектною граничною величиною. З метою визначення, що накопичений та прогнозований флюенс не перевищує проектної граничної величини флюенсу для проектних режимів експлуатації ПС СУЗ, виконується розрахунковий нейтронно-фізичний аналіз величини флюенсу швидких нейтронів на поверхні з'єднання «конус–оболонка ПС». Для додаткового врахування впливу залишкового НДС в області монтажних зварних з'єднань,

у тому числі для аналізу взаємодії залишкових та експлуатаційних напружень, доцільно використувати скінченно-елементне моделювання технологічного процесу зварювання [2, 50] із наступним аналізом крихкої міцності на основі методу постульованих дефектів, приклад яких описаний вище.

Для розрахункової оцінки крихкої міцності зварних з'єднань ПС СУЗ у процесі довгострокової експлуатації і при різних сценаріях порушення проєктних умов експлуатації необхідно враховувати зниження значення в'язкості руйнування K_{IC} під дією нейтронного опромінення.

При виконанні розрахункових обґрунтувань міцності, надійності та роботоздатності надставки АРК енергоблоку ВВЕР-440 повинно бути підтверджено, що виконання функціональних вимог забезпечується конструктивним виконанням її елементів, у тому числі зварних з'єднань, здатних зберігати свою цілісність і геометричні характеристики під дією проєктних навантажень та умов експлуатації в активній зоні реактора в інтервалі проєктного часу.

Для розрахункової оцінки крихкої міцності зварних з'єднань надставки АРК у процесі довгострокової експлуатації можливо також урахування зниження значення K_{IC} під дією нейтронного опромінення через відповідні значення J_c [14].

Висновки

Регламентовані методи прогнозування граничного стану та оцінювання ресурсу безпечної експлуатації конструкційних елементів ПС ПЕЛ СУЗ реакторів ВВЕР-1000 і надставок АРК СУЗ реакторів ВВЕР-440 залишаються недостатньо розвиненими та вирізняються високим рівнем консервативності. Це обмежує можливість науково обґрунтованого продовження відносно короткого терміну їхньої безпечної експлуатації, закладеного на етапі проєктування ядерних енергетичних установок. Зокрема це стосується задач експертизи стану зварних з'єднань, які мають суттєвий вплив на показники надійності та роботоздатності ПС ПЕЛ СУЗ і надставок АРК СУЗ.

Показано, що поряд із деградацією нейтронопоглинальних властивостей матеріалів під впливом опромінення, довговічність і цілісність зварних конструкцій СУЗ визначаються сукупною дією складних експлуатаційних факторів, зокрема температурно-радіаційного впливу, корозійних процесів, накопичення пошкоджень, а також втомного навантаження при змінних режимах роботи. Додатковим чинником, який часто залишається поза увагою при оцінюванні ресурсу, є просторово неоднорідний розподіл залишкових напружень

у зонах монтажних зварних з'єднань, що може суттєво впливати на локальні умови міцності та ініціацію пошкоджень.

Актуальним є проведення комплексних досліджень закономірностей деградації матеріалів та еволюції напружено-деформованого стану зварних конструкцій ПС ПЕЛ СУЗ ВВЕР-1000 і надставок АРК ВВЕР-440 за різних режимів експлуатації, випробувань і потенційних аварійних сценаріїв. Такі дослідження мають базуватися на сучасних підходах механіки пружно-пластичного суцільного середовища, механіки руйнування та радіаційного матеріалознавства з урахуванням сумісного впливу зовнішніх навантажень і залишкових напружень у зонах зварних з'єднань. Результати таких досліджень забезпечать науково обґрунтовану оцінку роботоздатності, надійності та залишкового ресурсу ПЕЛ СУЗ енергоблоків ВВЕР-1000 і надставок АРК ВВЕР-440 дадуть можливості для обґрунтування продовження ресурсу конструкцій поглинаючих елементів СУЗ або для удосконалення існуючих конструкцій для підвищення їхньої довговічності та надійності, що має ключове значення для підвищення рівня безпеки експлуатації ядерних енергетичних установок і зміцнення науково-технічної бази атомної енергетики України.

Список літератури/References

- (1989) ПНАЭ Г-7-002-86. *Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок*. М., Энергоатомиздат.
- (1989) PNAE G-7 *Codes for Strength Analysis of Nuclear Power Plant Equipment and Piping*. Moscow, Energoatomizdat [in Russian].
- Махненко В.І. (2006) *Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций*. Киев, Наукова думка.
- Makhnenko, V.I. (2006) *Safe service life of welded joints and assemblies of modern structures*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
- Шугайло О., Банько С., Брик Д. та ін. (2023) *Забезпечення працездатності елементів і конструкцій АЕС у період проєктної та довгострокової експлуатації (аналітичні дослідження та досвід експлуатації)*. Під ред. О. Шугайла. Київ, ДНТЦ ЯРБ. DOI: <https://doi.org/10.32918/978966-2544-81-7>
- Shugailo, O., Banko, S., Brik, D. et al. (2023) *Ensuring the operability of NPP components and structures during design and long-term operation (analytical studies and operational experience)*. Ed. by O. Shugailo. Kyiv, DNTTs YaRB [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.32918/978966-2544-81-7>
- Харченко В.В., Чирков А.Ю., Кобельский С.В., Кравченко В.І. (2018) *Методы расчетного анализа в задачах прочности элементов оборудования реакторных установок ВВЭР*. Ин-т проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, Киев.
- Kharchenko, V.V., Chirkov, A.Yu., Kobelskyi, S.V., Kravchenko, V.I. (2018) *Calculation analysis methods in problems of strength of equipment elements of WWER reactor installations*. IPS, Kyiv, Ukraine [in Russian].
- Torop, V.M. (1998) Scientific and technical section: Monitoring of strength as a necessary condition of safe operation of the equipment of nuclear power plants. Pt. 1. Methodology and realization. *Strength of Mater.*, 30(2), 107–113. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02811275>

6. Dewes, P., Roppelt, A. (2000) The role of cladding material for performance of LWR control assemblies. In: *Experience, performance and perspectives. Technical committee meeting on control assembly materials for water reactors*, 215–227.
7. Afanasiev, A. (2000) Experience of CR and RCCA operation in Ukrainian WWER-1000: Aspects of reliability, safety and economic efficiency. In: *Experience, performance and perspectives. Technical committee meeting on control assembly materials for water reactors*, 77–89.
8. Makarenko, A., Chaikovskiy, M., Mazurok, O., Zuyok, V., Mykhaylenko, O. (2024) Calculation analysis of VVER-1000 RCCA elements to justify lifetime extension. *Nuclear and Radiation Safety*, 3(103), 26–35. DOI: [https://doi.org/10.32918/nrs.2024.3\(103\).03](https://doi.org/10.32918/nrs.2024.3(103).03)
9. Chopra O.K. (2010) *Degradation of LWR core internal materials due to neutron irradiation*. NUREG/CR-7027. ANL-10/11.
10. Zuyok, V.A., Tretyakov, M.V., Rud, R.O. (2023) Corrosion resistance of the produced by Ukrainian enterprises main structural materials for the primary circuit of pressurized water reactors to substantiate its application and further licensing. *Chemical Technologies for Reconstructing Ukraine in the War and Post-War Periods*, 92–116. DOI: <https://doi.org/10.30525/978-9934-26-329-3-6>
11. Risovanyi, V., Khudyakov, A., Ostrovsky, Z. (1998) Properties and structure of control rod dummies claddings made of EP-630U alloy and 08Cr18Ni10Ti steel after reactor irradiation. *Proc. of SSC RF RIAR*, 4, 81–90.
12. Чирков О.Ю. (2020) *Радіаційна повзучість у задачах механіки напруженого деформування матеріалів та елементів конструкцій*. Інститут проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України, Київ.
Chyrkov, O.Yu. (2020) *Radiation creep in problems of mechanics of stress deformation of materials and structure elements*. IPS, Kyiv, Ukraine [in Ukrainian].
13. Zuyok, V., Mazurok, O., Godun, O. et al. (2025) Justification of RCCAs lifetime extension at operating Ukrainian NPPs. Summary calculations. *Nuclear Engineering and Design*, 437, 114008. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2025.114008>
14. (2013) *Guidelines for Integrity and Lifetime Assessment of Components and Piping in WWER Nuclear Power Plants (VERLIFE)*. Vienna, Int. At. Energy Agency.
15. Махненко О.В., Кандаля С.М. (2022) Вплив залишкових технологічних напружень на опір крихкому руйнуванню вигородки реактора ВВЕР-1000 в умовах аварійної ситуації. *Технічна діагностика та неруйнівний контроль*, 4, 12–16. DOI: <https://doi.org/10.37434/tdnk2022.04.02>
Makhnenko, O.V., Kandala, S.M. (2022) Influence of residual process stresses on brittle fracture resistance of WWER-1000 reactor baffle in case of an emergency. *Technical Diagnostics and Non-Destructive Testing*, 4, 12–16 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/tdnk2022.04.02>
16. Kennard, M.W., Harbottle, J.E. (2000) LWR control assembly designs: A historical perspective. Experience, performance and perspectives. In: *Technical committee meeting on control assembly materials for water reactors*, 7–31.
17. Zuyok, V., Mazurok, O., Godun, O., Chaikovskiy, M., Tretyakov, M. (2024) Materials science analysis of RCCA structural materials and calculations for lifetime extension. *Nuclear and Radiation Safety*, 1(101), 38–48. DOI: [https://doi.org/10.32918/nrs.2024.1\(101\).04](https://doi.org/10.32918/nrs.2024.1(101).04)
18. НП 306.2.141-2008. *Загальні положення безпеки атомних станцій*.
NP 306.2.141-2008. *General Safety Provisions for Nuclear Power Plants* [in Ukrainian].
19. НП 306.2.208-2016. *Вимоги до сейсмостійкого проектування та оцінки сейсмічної безпеки енергоблоків атомних станцій*.
NP 306.2.208-2016. *Requirements for seismic design and seismic safety assessment of nuclear power plant units* [in Ukrainian].
20. Paydar, A.Z., Balgehshiri, S.K.M., Zohuri, B. (2023) *Advanced reactor concepts (ARC)*. Elsevier.
21. Kushtym, A.V., Zigunov, V.V., Grytsyna, V.M. et al. (2023) Characteristics of weld joints in absorbing rods made of 42CrNiMo alloy for VVER-1000 RCCA. *Nuclear and Radiation Safety*, 4(100), 38–48. DOI: [https://doi.org/10.32918/nrs.2023.4\(100\).04](https://doi.org/10.32918/nrs.2023.4(100).04)
22. ДСТУ ISO 5817:2016. *Зварювання. Зварні шви під час зварювання плавленням сталі, нікелю, титану та інших сплавів (крім променевого зварювання). Рівні якості в залежності від дефектів*.
DSTU ISO 5817:2016. *Welding. Fusion-welded joints in steel, nickel, titanium and their alloys (beam welding excluded). Quality levels for imperfections* [in Ukrainian].
23. ТУ У 25.3-26444970-015:2020/12-1-060.00.00 ТС. *ВВЕР-1000. Поглинаючі стрижні. Технічні умови*.
TU U 25.3-26444970-015:2020/12-1-060.00.00 TS. *WWER-1000. Absorber rods. Technical specifications* [in Ukrainian].
24. ДСТУ EN 10088-1:2019. *Сталі нержавкві. Ч. 1. Перелік нержавквих сталей (EN 10088-1:2014, IDT)*.
DSTU EN 10088-1:2019. *Stainless steels. Pt. 1. List of stainless steels (EN 10088-1:2014, IDT)* [in Ukrainian].
25. Балицький О.І., Махненко О.В., Балицький О.О. та ін. (2005) *Механіка руйнування та міцність матеріалів: довідн. посіб. За заг. ред. В.В. Панасюка. Т. 8. Міцність матеріалів і довговічність елементів конструкцій АЕС*. Київ, Академперіодика.
Balytskyi, O.I., Makhnenko, O.V., Balytskyi, O.O. et al. (2005) *Fracture Mechanics and Strength of Materials: Reference Guide*. Ed. by V.V. Panasiuk. Vol. 8: *Strength of Materials and Durability of NPP Structural Components*. Kyiv, Akademperiodyka [in Ukrainian].
26. ТУ У 25.3-26444970-022:2022. *Надставка АРК. Технічні умови*.
TU U 25.3-26444970-022:2022. *ARK Extension Unit. Technical Specifications* [in Ukrainian].
27. Вотинов С.Н., Максимкин О.П. (2002) К вопросу о роли энергии дефекта упаковки в изменении структуры и свойств металлов и сплавов в результате радиационного и термического воздействия. *Вопросы атомной науки и техники*, 3, 23–30.
Votinov, S.N., Maksymkin, O.P. (2002) On the question of the role of the energy of the packing defect in the change in the structure and properties of metals and alloys as a result of radiation and thermal exposure. *Questions of Atomic Science and Technology*, 3, 23–30 [in Russian].
28. Сорокин А.А., Марголин Б.З., Курсевич И.П. и др. (2011) Влияние нейтронного облучения на механические свойства материалов внутрикорпусных устройств реакторов типа ВВЭР. *Вопросы материаловедения*, 2(66), 131–151.
Sorokin, A.A., Margolin, B.Z., Kursevych, I.P. et al. (2011) Effect of neutron irradiation on the mechanical properties of materials of WWER-type reactor cores. *Questions of materials Science*, 2(66), 131–151 [in Russian].
29. Smirnov, V.I., Margolin, B.Z., Lapin, A.N., Kokhonov, V.I., Sorokin, A.A. (2012) Neutron irradiation effect on the fracture toughness of 18Cr10NiTi steel and metal of its welds. *Inorganic Mater.: Appl. Res.*, 3, 534–545. DOI: <https://doi.org/10.1134/S2075113312060093>
30. Mills, W.J. (1987) Fracture toughness of two Ni-Fe-Cr alloys. *Eng. Fract. Mech.*, 26(2), 223–238.
31. Похмурський В., Гнип І., Личковський Е. (2001) Матеріалознавчі аспекти надійності обладнання блоків АЕС. *Праці НТШ*, 6, 22–42.
Pokhmurskyi, V., Hnyp, I., Lychkovskiy, E. (2001) Materials science aspects of the reliability of NPP unit equipment. *Proc. of the Shevchenko Scientific Society*, 6, 22–42 [in Ukrainian].
32. Тимофеев Б.Т., Базарас Ж.Л. (2007) Малоцикловая усталость сварных соединений стали 08X18Ni10T. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, 1, 104–109.
Timofeev, B.T., Bazaras, Zh.L. (2007) Low-cycle fatigue of welded joints of 08Kh18Ni10T steel. *Physicochemical Mechanics of Materials*, 1, 104–109 [in Russian].
33. Красноруцкий В.С., Петельгузов И.А., Грицина В.М. и др. (2010) Исследование влияния ВХР на коррозионные процессы на материалах активной зоны реакторов ВВЭР. *Вопросы атомной науки и техники*, 5, 58–66.
Krasnorutsky, V.S., Petelguzov, I.A., Hritsina, V.M. et al. (2010) Investigation of the influence of VCR on corrosion processes in materials of the active zone of WWER reactors. *Questions of Atomic Science and Technology*, 5, 58–66 [in Russian].
34. Karpyuk, L.A., Savchenko, A.M., Leontyeva-Smirnova, M.V. et al. (2020) Steel cladding for WWER fuel pins in the context of accident-tolerant fuel. *Prospects. Atomic Energy*, 128, 218–222. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10512-020-00679-3>
35. (2013) *Guidelines for integrity and lifetime assessment of components and piping in WWER nuclear power plants*

- (VERLIFE). *Annex G to Appendix C. Swelling of RVI Materials*, 63–64.
36. Margolin, B.Z., Murashova, A.I., Neustroev, V.S. (2012) Analysis of the influence of type of stress state on radiation swelling and radiation creep of austenitic steels. *Strength Mater.*, 44(3), 227–240. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11223-012-9376-3>
 37. Zuyok, V., Gann, V.V., Zigunov, V.V. et al. (2024) Cooling of control rods and specification of critical temperatures to justify safe operation. In: *Problems of Atomic Sci. and Technol.*, 40–48. DOI: <https://doi.org/10.46813/2024-152-040>
 38. Garner, F.A. (2012) Radiation damage in austenitic steels. *Comprehensive Nuclear Mater.*, 4, 33–95. DOI: <https://doi.org/10.1016/b978-0-08-056033-5.00065-3>
 39. Zinkle, S.J., Tanigawa, H., Wirth, B.D. (2019) Radiation and thermomechanical degradation effects in reactor structural alloys. In: *Structural Alloys for Nuclear Energy Applications*, 163–210. DOI: <https://doi.org/10.1016/b978-0-12-397046-6.00005-8>
 40. Rossini, N.S., Dassisti, M., Benyounis, K.Y., Olabi, A.G. (2012) Methods of measuring residual stresses in components. *Materials & Design*, 35, 572–58. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.08.022>
 41. ISO 21432:2019. *Non-destructive testing – Standard test method for determining residual stresses by neutron diffraction*.
 42. (2003) ASTM E837-01e1. Standard test method for determining residual stress by the hole drilling strain gauge method. In: *ASTM Standard Book*, 694–703.
 43. Лобанов Л.М., Пивторак В.А. (1990) Голографические методы исследования напряженно-деформированных состояний и контроля качества сварных конструкций. В кн.: *Проблемы сварки и специальной электрометаллургии*. Киев, Наукова думка, 47–51.
Lobanov, L.M., Pivtorak, V.A. (1990) Holographic methods of research of stress-deformed composites and quality control of welded structures. In: *Problems of welding and special electrometallurgy*. Kyiv, Naukova Dumka, 47–51 [in Russian].
 44. Ueda, J., Murakawa, H., Nakacho, K., Ma, N.X. (1995) Establishment of computational welding mechanics. *Trans. of JWRI*, 24(2), 73–86.
 45. Harrison, R.P., Loosemore, K., Milne, J., Dowling R. (1980) *Assessment of the integrity of structure containing defects*. Report R/H R6– Rev. 2 of Central Electricity Generating Board. Bekeley.
 46. Orynyak, I.V., Torop, V.M. (1991) Two-criterial evaluation of the limiting state of a cracked body under a nonsymmetric loading. *Strength Mater.*, 23(11), 1177–1184 DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00780093>
 47. Дмитрах І.М., Тот Л., Білий О.Л. та ін. (2012) *Механіка руйнування та міцність матеріалів: довідн. посіб.* За заг. ред. В.В. Панасюка. Т. 13. Працездатність матеріалів і елементів конструкцій з гострокінцевими концентраторами напружень. Львів, Сполом.
 48. Dmytrakh, I.M., Tot, L., Bilyi, O.L. et al. (2012) *Fracture Mechanics and Strength of Materials: Refer. Manual*. Ed. by V.V. Panasyuk. Vol. 13: Serviceability of Materials and Structural Elements with Sharp-Notch Stress Concentrators. Lviv, Spolom [in Ukrainian].
 49. Hobbacher, A. (2002) *Recommendations for fatigue design of welded joints and components*. Doc. IIW XIII-1539 96 / XV-845-96.
 50. Horn, R.M., Kass, J.N., Rangantath, K. (1984) Evaluation of the growth and stability of stress corrosion cracking in sensitized austenitic pipings. *J. Pressure Vessel Technol.*, 106(2), 201–208. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.3264329>
 51. Lobanov, L.M., Makhnenko, O.V., Milenin O.S. et al. (2025) Computer software for modeling a circumferential welded joint. *The Paton Welding J.*, 8, 55–67, DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2025.08.06>

RELIABILITY ASSESSMENT OF WELDED STRUCTURES OF ABSORBING ELEMENTS OF CONTROL AND PROTECTION SYSTEMS OF WWER -1000 AND WWER -440 NUCLEAR REACTORS (Review)

O.S. Milenin, O.O. Makhnenko

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

E-mail: asmilenin@ukr.net

To ensure the safety of nuclear power plants in Ukraine, a crucial role is played by the Control and Protection Systems (CPS) with absorber elements (AE) – the rod cluster control assembly (RCCA) of the WWER-1000 reactor and the extensions of the emergency control cassettes (ECC) of the WWER-440 reactor. The complexity of the operational impact on the AE, which are welded structures, necessitates an in-depth study of the physical and technological processes to ensure their structure integrity and reliability. Currently, the methods for predicting the limit state and service life of the AE elements in the CPS are insufficiently developed. This makes it impossible to extend the limited term of safe operation of these elements, which was assigned during the design of the nuclear power units. 50 Ref., 3 Tabl., 14 Fig.

Keywords: nuclear reactors, WWR-1000, WWER-440, control and protection system, absorber rods, emergency control cassette extensions, welded joints, term of safe operation

ORCID

O.C. Міленін – <https://orcid.org/0000-0002-9465-7710>, O.O. Махненко – <https://orcid.org/0000-0003-2319-2976>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛІСТУВАННЯ

O.C. Міленін

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: asmilenin@ukr.net

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

O.C. Міленін, O.O. Махненко (2026) Оцінка надійності зварних конструкцій поглинаючих елементів систем управління та захисту ядерних реакторів ВВЕР-1000 та ВВЕР-440 (Огляд). *Автоматичне зварювання*, 05, 45–59.

DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.05.06>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 21.05.2026

Отримано у переглянутому вигляді 31.07.2026

Підписано до друку 30.09.2026

Оприлюднено 20.10.2026

ЕЛЕКТРОШЛАКОВЕ НАПЛАВЛЕННЯ ШТАМПОВИХ ТА ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЕЙ У СТРУМОПРОВІДНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ

Ю.М. Кусков, І.П. Лентюгов, В.В. Осін, Л.Л. Окопнік, А.В. Нетяга

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

У роботі розглянуто особливості електрошлакового наплавлення у малогабаритних струмопровідних кристалізаторах діаметром 65...85 мм, де обмежені геометричні розміри впливають на тепловий стан шлакової та металевої ванн, характер кристалізації металу та стабільність формування наплавленого шару. Метою дослідження було встановити закономірності впливу місця введення у шлакову ванну присадних порошкових дротів на теплові умови процесу, геометрію проплавлення основного металу та якість формування біметалевого виробу. Встановлено, що введення присадкового порошкового дроту в пристінну зону шлакової ванни змінює локальний тепловий баланс процесу. У приповерхневих ділянках металевої ванни виникає додатковий охолоджувальний ефект, завдяки чому зменшується температурний градієнт між центральною та периферійною зонами. Це забезпечує рівномірний розподіл тепла по перерізу кристалізатора, стабілізує глибину металевої ванни та створює умови для формування суцільного наплавленого шару з мінімальним і однаковим по колу проплавленням основного металу. Показано, що запропонована технологічна схема зберігає ефективність при використанні порошкових дротів різного діаметра та хімічного складу. Отримані результати підтвердили можливість цілеспрямованого керування тепловим станом ванни через вибір зони подачі присадки, що розширює технологічні можливості електрошлакового наплавлення та забезпечує одержання якісних малогабаритних біметалевих виробів зі стабільними геометричними й структурними характеристиками. Бібліогр. 14, табл. 1, рис. 5.

Ключові слова: електрошлакове наплавлення, струмопровідний кристалізатор, присадні порошкові дроти, якість наплавлення

Вступ. Розроблений в ІЕЗ ім. Є.О. Патона метод електрошлакового наплавлення (ЕШН) та переплаву (ЕШП) у струмопровідному кристалізаторі (СПК) дозволяє використовувати різні типи електродних і присадних матеріалів: електроди великого перерізу; дискретні та рідкі присадки; стрічки й дроти суцільного перерізу та порошкові [1–8]. Останній тип матеріалів застосовується нечасто, в основному при ЕШН зношеного інструменту невеликого діаметра (65...85 мм) [7, 8]. Причому при наплавленні використовуються присадні порошкові дроти, що дозволяє забезпечувати незалежність введення добавки (швидкості її подачі) від режиму наплавлення. У цьому випадку існує небезпека створення по поперечному перерізу шлакової ванни нерівномірності теплового поля, яка призведе до зміни форми металевої ванни і, відповідно, структури та властивостей наплавленого металу. Такому формуванню металевої ванни особливо може сприяти використання так званих композитних порошкових дротів діаметром до 5 мм, що мають у своєму складі тугоплавкі компоненти [9, 10].

З досвіду наплавлення дискретною присадкою з підвищеною швидкістю її подачі в шлакову ван-

ну відомо [11], що в цьому випадку металева ванна набуває специфічної форми «типу сомбреро» – піднятий центр і западини по краю ванни (рис. 1). Щоб уникнути таких умов формування ванни, запропоновано технологію використання під час наплавлення двох джерел живлення (двоконтурна схема) з окремою подачею напруги на СПК і розташованого по центру кристалізатора порожнистого графітового електрода особливої конструкції, через порожнину якого вводиться присадний порошковий дріт [12]. При такій схемі наплавлення у шлаковій ванні формуються дві теплові зони – по центру кристалізатора та на його периферії, що сприяє вирівнюванню теплового поля по всьому перерізу СПК.

Двоконтурна схема наплавлення ускладнює технологію та не завжди є необхідною для застосування, зокрема якщо під час наплавлення ви-

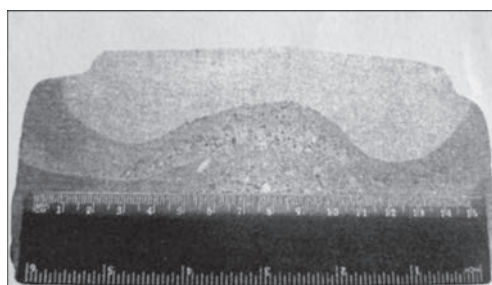


Рис. 1. Металева ванна, сформована у вигляді «сомбреро» – з піднятим центром і заглибленнями по краях

© Ю.М. Кусков, І.П. Лентюгов, В.В. Осін, Л.Л. Окопнік, А.В. Нетяга, 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

Діаметри СПК, діаметри та хімічний склад порошкових дротів, що використовувались в експериментах

Діаметр СПК, мм	Діаметр порошкового дроту, мм	Вміст елементів, мас. %							
		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ti	Ni
65	2,2	0,3	0,7	0,5	5,0	0,8	0,4	–	–
70	2,8	0,5	0,6	0,3	2,0	0,4	0,5	0,4	0,5
85	3,6	1,2	0,3	0,3	12,0	0,5	–	–	–

користовуються дроти, у шихті яких відсутні тугоплавкі компоненти. У разі виконання ЕШН малогабаритних торців інструменту за одноконтурною схемою автори вважають [8], що для забезпечення якісного наплавлення (стабільність процесу, гарне формування наплавленого металу та мінімальне проплавлення основного металу при збереженні постійності глибини металевої ванни) необхідно враховувати вплив на режим наплавлення струму та напруги на шлаковій ванні, теплового режиму роботи кристалізатора, відстані від торця заготовки до ізолятора між струмопровідною та формуючою секціями двосекційного кристалізатора, висоту шлакової ванни та розташування струмопідводу на струмопровідній секції СПК.

Мета роботи – дослідження можливості забезпечення якісної ЕШН у двосекційному СПК малого діаметра за рахунок вибору оптимальної зони введення порошкового дроту в шлакову ванну.

Методика проведення експериментів. Експерименти з електрошлакового наплавлення проводили у двосекційних СПК Ø 65...85 мм із подачею у шлакову ванну (робочий флюс АНФ-29) порошкових дротів різного хімічного складу Ø 2,2...3,6 мм (табл.).

Наплавлення виконували на торцевих поверхнях заготовок зі сталі Ст3 завтовшки 30 мм і діаметром 60...80 мм (залежно від діаметра формувальної секції СПК). На рис. 2 показано обладнання для наплавлення, яке використовується при ЕШН. Воно складається з апарату А-550, струмопровідного кристалізатора, пристрою для введення присадних порошкових дротів у шлакову ванну та його механізму подачі (на рис. не показано). В якості останнього використано механізм напівавтомата ПШ-107В.

Початок електрошлакового процесу здійснювали шляхом замикання графітового електрода Ø 16 мм на пластинку струмопровідного флюсу АН-25 (техніка твердого старту) для виключення або скорочення за часом етапу дугового процесу та зниження ймовірності локального проплавлення основного металу. У результаті поступової подачі в робочу зону кристалізатора флюсу наростала глибина шлакової ванни та при її зіткненні з струмопровідною секцією СПК електрод витягувався з кристалізатора, а електрошлаковий процес забезпечувався за рахунок проходження електричного струму від цієї секції через розплавлений шлак на заготовку.

Використовуючи сконструйований пристрій, подачу дротів у шлакову ванну забезпечували таким чином, щоб їхні кінці були спрямовані в найбільш нагріту зону ванни (біля стінки секції, рис. 1). Швидкість подачі дротів змінювали від 1,5 до 13 м/хв. Оцінку оптимальності швидкості подачі порошкових дротів виконували за такою методикою: вигин порошкових дротів внаслідок впирання їхніх кінців у наплавлений шар металу (~20 мм при максимальній товщині шару) – верхня границя швидкості, а вихід сплавлених кінців із шлакової ванни (при її глибині 30...40 мм) – нижня. Оптимальною вважалася швидкість, при якій кінець дроту оплавляється біля поверхні металевої ванни при досягненні стабільного електрошлакового процесу.

Результати експериментів та їхнє обговорення. Формування металевої ванни у вигляді «сомbrero» проявляється тим яскравіше, чим більші розміри використовуваних кристалізаторів у зв'язку з віддаленням зони найбільшого тепловиділення (зона проходження струму від стінки струмопровідної секції до заготовки). При використанні дротів різного діаметра з різним складом шихти процес наплавлення у всіх випадках стабільний, що дозволяє в широких межах регулювати проплавлення основного металу та глибину металевої ванни. Останнє досягається за рахунок збільшення швидкості подачі порошкового дроту, оскільки зі



Рис. 2. Обладнання та пристрої для наплавлення, підготовлені до наплавлення порошковим дротом: 1 – апарат А-550; 2 – СПК; 3 – пристрій для подачі порошкового дроту в шлакову ванну

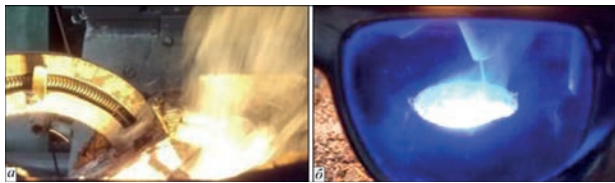


Рис. 3. Процес електрошлакового наплавлення в СПК Ø 85 мм у момент введення дроту в шлакову ванну (а) та збільшене зображення зони введення дроту (б)

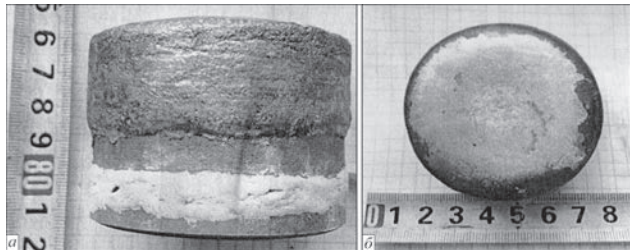


Рис. 4. Зовнішній вигляд біметалевої заготовки з бічною (а) і торцевою (б) наплавленими поверхнями

зростанням наплавленого шару зменшується відстань від наплавлюваного торця до струмопровідної секції СПК, що супроводжується зростанням величини струму (знижується омичний опір на цій ділянці проходження робочого струму). Програма зміни швидкості подачі дротів встановлюється або в ручному режимі на основі досвіду виконання ряду наплавок, або з використанням системи автоматичного регулювання процесу наплавлення. При цьому у зв'язку з тим, що в більшості випадків процес наплавлення є швидкоплинним, здійснюється з нанесенням шару відносно невеликої товщини – не більше 3...10 % маси малогабаритного інструменту [13], то ця система є досить простою на відміну, наприклад, від тієї, що використовується при отриманні зливків електрошлакового переплаву, коли необхідно враховувати велику кількість параметрів плавки: коливання напруги в мережі, зміну хімічного складу шлаку тощо [14].

Процес електрошлакового наплавлення в СПК Ø 85 мм у момент введення порошкового дроту в шлакову ванну показано на рис. 3. Зовнішній вигляд напавленої заготовки наведено на рис. 4. Як видно з рисунку, досягнуто гарне формування напавленого шару як за його товщиною, так і то-

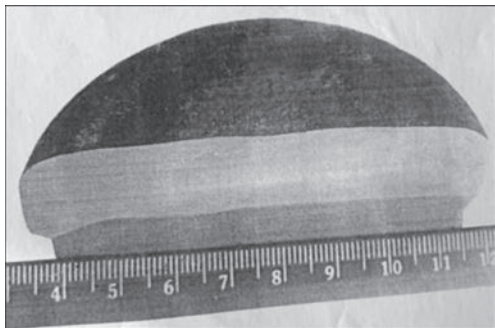


Рис. 5. Поперечний зріз напавленої заготовки

рцем без наявності на ньому дефектів у вигляді усадкових раковин. Макрошліф (рис. 5) підтверджує високу якість напавленого шару по всій його товщині при мінімальному та рівномірному пропавленні основного металу.

Висновки

1. При електрошлаковому напавленні присадними порошковими дротами в малогабаритних СПК (Ø 65...85 мм) можна отримати високоякісні біметалеві заготовки за умови використання технології напавлення, що враховує відмінності в температурі шлакової ванни по її поперечному перерізу.

2. За прийнятої методики проведенням експериментів встановлено, що введення присадних дротів у пристінну зону формувальної секції СПК, віддалену від її стінок на відстань ~15...20 мм, дозволяє впливати на рівномірність як глибини металевої ванни по поперечному перерізу напавленого шару, так і, відповідно, величини пропавлення основного металу.

3. Проведені експерименти з електрошлакового напавлення в СПК торців малогабаритних (за діаметром) заготовок із введенням у шлакову ванну присадних дротів різного діаметра (2,2...3,6 мм) та хімічного складу дозволяє підтвердити можливість використання запропонованої техніки напавлення для отримання якісних біметалевих заготовок як щодо формування поверхні напавленого металу, так і щодо зони сплавлення основного та напавленого металів.

Список літератури/References

1. Kuskov, Yu.M., Solovyov, V.G., Lentyugov, I.P., Zhdanov, V.A. (2018) Electroslag surfacing of layers of different thickness in a stationary current-supplying mould. *The Paton Welding J.*, **10**, 33–36. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2018.10.06>
2. Tarasevich, N.I., Kornietz, I.V., Medovar, L.B. et al. (2001) Some thermal-physical peculiarities of electroslag cladding of rolls using a liquid metal. In: *Proc. of the Intern. Symposium on ESR Technology and Equipment. 15–17 May 2001, Kyiv.*
3. Kuskov, Yu.M., Proskudin, V.N., Zhdanov, V.A., Okopnik, L.L. (2022) Current-supplying mould in electroslag technologies. *The Paton Welding J.*, **7**, 35–38. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2022.07.06>
4. Kuskov, Yu.M., Biktagirow, F.K., Fesenko, M.A. (2019) Effect of tellurium on microstructure of low-alloy cast iron deposited by electroslag method in current-carrying mold. *The Paton Welding J.*, **9**, 43–36. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.09.08>
5. Медовар Л.Б., Цыкуленко А.К., Шевченко В.Е. (2001) Современные валки прокатных станов. Требования, материалы и способы производства. *Проблемы специальной металлургии*, **1**, 38–48.
Medovar, L.B., Tsykulenko, A.K., Shevchenko, V.E. (2001) Modern mill rolls, requirements, materials and methods of production. *Problemy Specialnoi Elektrometallurgii*, **1**, 38–48 [in Russian].
6. Lychko, I.I., Yushchenko, K.A., Suprun, S.A., Kozulin, S.M. (2019) Peculiarities of electrode and base metal melting in electroslag welding. *The Paton Welding J.*, **3**, 6–10. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.03.01>

7. Соколов Г.Н., Михеев А.Н., Павлов А.А. (2002) Электрошлаковая наплавка в секционном кристаллизаторе торцов оправок трубопрошивного стана. *Сварочное производство*, **6**, 31–34.
Sokolov, G.N., Mikhееv, A.N., Pavlov, A.A. (2002) Electroslag surfacing of tube piercing mill mandrel ends in a sectional mould. *Svarochnoe Proizvodstvo*, **6**, 31–34 [in Russian].
8. Соколов Г.Н., Лысак В.И. (2005) Наплавка износостойких сплавов на прессовые штампы и инструмент для горячего деформирования сталей. Волгоград, Политехник. Sokolov, G.N., Lysak, V.I. (2005) *Surfacing of wear-resistant alloys on press dies and tools for hot deformation of steels*. Volgograd, Politekhnik [in Russian].
9. Зорин И.В., Соколов Г.И., Дубцов Ю.Н. и др. (2011) Композиционные проволоки для наплавки сплавов на основе алюминидов никеля и титана. *Сварка и диагностика*, **3**, 31–38.
Zorin, I.V., Sokolov, G.I., Dubtsov, Yu.N. et al. (2011) Composite wires for surfacing nickel- and titanium-aluminide-based alloys. *Svarka i Diagnostika*, **3**, 31–38. [in Russian].
10. Цурихин С.Н., Соколов Г.Н., Лысак В.И. и др. (2006) Порошковая проволока для наплавки сплава на основе алюминидов никеля. *Сварочное производство*, **1**, 17–22.
Tsurikhin, S.N., Sokolov, G.N., Lysak, V.I. et al. (2006) Flux-cored wire for surfacing a nickel aluminide-based alloy. *Svarochnoe Proizvodstvo*, **1**, 17–22. [in Russian].
11. Kuskov, Yu.M., Grishchenko, T.I. (2019) Formation of metal pool in current-supplying mould at electroslag process. *The Paton Welding J.*, **4**, 33–36. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.04.07>
12. Sokolov, G.N., Zorin, I.V., Tsurikhin, S.N., Lysak, V.I. (2004) Features of the process of ESH with a composite rod in a small-sized sectioned mould. *The Paton Welding J.*, **10**, 22–25.
13. Zhudra, A.P., Voronchuk, A.P., Kochura, V.O., Fedosenko, V.V. (2017) Effect of flux-cored strip surfacing modes on geometric parameters of deposited beads. *The Paton Welding J.*, **1**, 36–40. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2017.01.06>
14. Polishko, G., Stovpchenko, G., Medovar, L., Kamkina, L. (2019) Physicochemical comparison of electroslag remelting with consumable electrode and electroslag refining with liquid metal. *Ironmaking & Steelmaking*, **46**(8), 760–766. DOI: <https://doi.org/10.1080/03019233.2018.1428419>

ELECTROSLAG SURFACING OF DIE AND TOOL STEELS IN A CURRENT-CONDUCTING MOULD

Yu.M. Kuskov, V.V. Osin, I.P. Lentiuhov, L.L. Okopnik, A.V. Netyaga

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

E-mail: netyaga_av@ukr.net

The paper considers the features of electroslag surfacing in small-sized current-conducting moulds with a diameter of 65...85 mm, where limited geometric dimensions significantly affect the thermal state of slag and metal pools, metal crystallization conditions, and stability of deposited layer formation. The aim of the study was to determine the influence of the location of introducing non-current-conducting flux-cored wires into the slag pool on the thermal conditions of the process, penetration geometry of the base metal, and quality of bimetallic product formation. It was established that introducing a non-current-conducting flux-cored wire into the peripheral zone of the slag pool changes the local thermal balance of the process. An additional cooling effect appears in the near-wall regions of the metal pool, which reduces the temperature gradient between the central and peripheral zones. This ensures a more uniform heat distribution across the mould section, stabilizes the depth of the metal pool, and creates favorable conditions for forming a continuous deposited layer with minimal and circumferentially uniform penetration of the base metal. The proposed technological approach remains effective when flux-cored wires of different diameters and chemical compositions are used. The results confirmed the possibility of purposeful control of the thermal state of the pool through the selection of the filler introduction zone, which expands the technological capabilities of electroslag surfacing and enables production of high quality small-sized bimetallic components with stable geometric and structural characteristics. 14 Ref., 1 Tabl., 5 Fig.

Keywords: electroslag surfacing; current-conducting mould; non-current-conducting flux-cored wires; deposited layer quality; thermal field; bimetallic products

ORCID

Ю.М. Кусков – <https://orcid.org/0000-0002-8091-2274>, І.П. Лентюгов – <https://orcid.org/0000-0001-8474-6819>,

В.В. Осін – <https://orcid.org/0009-0001-3257-8515>, Л.Л. Окопник – <https://orcid.org/0009-0004-4998-9857>,

А.В. Нетяга – <https://orcid.org/0000-0002-0576-8006>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

А.В. Нетяга

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: netyaga_av@ukr.net

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

Ю.М. Кусков, І.П. Лентюгов, В.В. Осін, Л.Л. Окопник, А.В. Нетяга (2026) Электрошлаковое наплавление штамповых та инструментальных сталей у струмопровідному кристалізаторі. *Автоматичне зварювання*, **5**, 60–63.

DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.05.07>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 11.05.2026

Отримано у переглянутому вигляді 22.09.2026

Підписано до друку 30.09.2026

Оприлюднено 20.10.2026

ПЕРСПЕКТИВИ ВИКОРИСТАННЯ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВИХ ТЕХНОЛОГІЙ ДЛЯ ВІДНОВЛЕННЯ МЕТАЛЕВИХ КОНСТРУКЦІЙ У КОСМОСІ (Огляд)

В.О. Закорко, Н.В. Піскун

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, Україна, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: nadamova54@gmail.com

У статті систематизовано сучасні уявлення про застосування електронно-променевих технологій для ремонтного відновлення та пошарового формування металевих конструкцій у космічному середовищі. Проаналізовано особливості використання електронно-променевого нагріву та пошарового формування матеріалів у відкритому космосі. Наведено основні переваги електронно-променевих технологій для ремонту конструкцій космічного призначення, зокрема: високу концентрацію енергії, локальність теплового впливу та можливість роботи у вакуумному середовищі. Показано, що електронно-променеві процеси пошарового формування з подаванням присадного дроту, які належать до класу прямого енергетичного осадження (Directed Energy Deposition, DED), є одним із найперспективніших напрямів космічного виробництва завдяки високій концентрації енергії, локальності тепловкладення, природній сумісності з вакуумом і придатності до роботизованого керування. Проаналізовано вплив глибокого вакууму, мікрогравітації, термоцикування, радіаційного середовища та вібрацій на тепломасоперенесення, формування рідкометалевої ванни, структуру матеріалу та дефектоутворення. Узагальнено вимоги до матеріалів, електронно-променевого обладнання, систем подавання дроту, енергозабезпечення, технічного зору та замкненого керування процесом. Окрему увагу приділено відмінності між історично підтвердженими експериментами зі зварювання в космосі, сучасними демонстраціями металевих 3D-друку на орбіті та перспективою створення повноцінних електронно-променевих ремонтних комплексів. Визначено ключові проблеми подальших досліджень: стабілізацію рідкої ванни в мікрогравітації, відтворюваність геометрії шару, зниження пористості та тріщиноутворення, мініатюризацію обладнання, радіаційну та електромагнітну сумісність, а також інтеграцію неруйнівного контролю в автономний технологічний цикл. Бібліогр. 22, табл. 1.

Ключові слова: електронно-променеві технології, електронно-променеве зварювання, пряме енергетичне осадження, пошарове формування, відновлення конструкцій, космічне виробництво, мікрогравітація, роботизований ремонт

Вступ. Розвиток космічної техніки поступово зміщує акцент від одноразового використання апаратів і повної заміни пошкоджених елементів до довготривалої експлуатації, обслуговування та відновлення конструкцій безпосередньо в місці їхньої роботи. Такий підхід є особливо важливим для орбітальних станцій, великих розгортуваних платформ, місячної інфраструктури та міжпланетних місій, де доставка запасних частин із Землі потребує значних фінансових, часових і енергетичних ресурсів [1, 2].

Під час експлуатації космічні апарати та орбітальні конструкції зазнають дії мікрометеоритів і уламків космічного сміття, циклічних температурних навантажень, вакууму, радіаційного опромінення, механічних впливів під час стикування, монтажу або сервісних операцій. Наслідками можуть бути локальні пробої, тріщини, втрата герметичності, деградація поверхневих шарів і зниження ресурсу відповідальних елементів. За таких умов актуальними стають технології, здатні локально відновлювати геометрію, суцільність і ро-

ботоздатність металевих конструкцій без їхнього демонтажу [1, 3].

Історично важливу роль у становленні космічних технологій оброблення металів відіграла вітчизняна наукова школа. У 1969 р. на борту космічного корабля «Союз-6» було виконано перший у світі експеримент зі зварювання в космосі за допомогою установки «Вулкан», створеної в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона. Серед випробуваних способів саме електронно-променеве зварювання показало найкращу придатність до роботи у вакуумі. У 1984 р. під час виходу у відкритий космос було здійснено зварювання, паяння, різання та нанесення покриттів ручним електронно-променевим інструментом [1, 4, 5].

У наш час інтерес до космічного виробництва зростає в межах ширшої концепції in-space servicing, assembly and manufacturing (ISAM), що передбачає ремонт, модернізацію, складання та виготовлення елементів космічної інфраструктури без повернення їх на Землю [2]. Окремим підтвердженням актуальності цього напрямку є демонстрації металевих адитивного виробництва на Міжнародній космічній станції: у 2024 р. Єв-

© В.О. Закорко, Н.В. Піскун, 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

ропейське космічне агентство (ESA) повідомило про перше формування металевого зразка в космосі за допомогою дротового лазерного процесу [6, 7, 8]. Водночас повноцінні електронно-променеві системи ремонтного відновлення металевих конструкцій у реальній космічній експлуатації ще не впроваджені, що визначає потребу в подальших дослідженнях.

Метою статті є узагальнення сучасного стану, технологічних передумов і перспектив застосування електронно-променевих процесів для відновлення металевих конструкцій у космічних умовах, а також визначення основних науково-технічних проблем, які необхідно розв’язати для створення роботизованих ремонтно-виробничих комплексів космічного призначення.

Космічне середовище як технологічний фактор. Умови виконання технологічних процесів у космічному просторі істотно відрізняються від наземних. Для процесів зварювання, наплавлення та адитивного формування металів визначальними факторами є глибокий вакуум, мікрогравітація, обмежене тепловідведення, широкі температурні коливання, радіаційне опромінення, вібрації конструкції та обмеженість енергетичних і масогабаритних ресурсів. Кожний із цих факторів (див. табл.) може бути як перевагою, так і джерелом технологічних ризиків [1, 9].

Для електронно-променевих технологій вакуум є природним робочим середовищем. Він зменшує втрати енергії та розсіювання електронів, підвищує стабільність технологічного процесу, запобігає окисненню алюмінію та утворенню пористості в наплавленому шарі, що безпосередньо впливає на якість відновлення деталей аерокосмічного призначення. При виконанні цього процесу відсутня потреба у захисних газах.

Мікрогравітація змінює співвідношення сил, які діють у рідкометалевій ванні. У мікрогравітації

їхня роль зменшується, натомість визначальними стають поверхневий натяг, змочування, капілярний тиск, дифузійне перенесення та термокапілярні течії Марангоні. Це може змінювати геометрію проплавлення, характер кристалізації, розподіл легувальних елементів і умови формування пористості [1, 10].

Температурний стан космічних конструкцій визначається чергуванням освітлених і затінених ділянок, тепловим випромінюванням у вакуум, роботою бортових систем і локальним тепловкладенням під час ремонту. Поверхневі температури можуть змінюватися в широкому діапазоні, що призводить до термічних напружень і деформацій. Під час електронно-променевого впливу ці напруження накладаються на залишкові напруження від плавлення й кристалізації, тому параметри процесу мають обиратися з урахуванням початкової температури елемента, товщини стінки, теплопровідності матеріалу та умов тепловідведення [11].

Радіаційне середовище та заряджання поверхонь впливають не лише на матеріали конструкцій, а й на електроніку, датчики та системи керування. Для електронно-променевого обладнання додатково важливими є електромагнітна сумісність із бортовими системами, можливість виникнення вторинного випромінювання при гальмуванні електронів у металі, а також потреба у локальному екрануванні чутливих вузлів. Отже, космічне застосування електронного променя потребує системного підходу, який охоплює не лише металургію процесу, а й безпеку, енергетику, тепловий режим та інтеграцію з платформою.

Електронно-променеві дротові процеси прямого енергетичного осадження. Електронно-променеві технології ґрунтуються на перетворенні кінетичної енергії сфокусованого потоку електронів у тепло в зоні взаємодії з металом. Висока густина потужності забезпечує локальний нагрів, глибоке

Основні фактори космічного середовища та їхні технологічні наслідки

Фактор	Вплив на процес	Наслідки для технології
Глибокий вакуум	Стабільне поширення електронного променя; відсутність окиснювальної атмосфери; утруднене конвективне охолодження	Потрібні радіаційне тепловідведення, контроль випаровування легуючих елементів, надійна високовольтна ізоляція
Мікрогравітація	Зменшення природної конвекції; зростання ролі поверхневого натягу, змочування та термокапілярних течій	Необхідні замкнене автоматичне керування процесом, стабілізація подавання дроту, моделювання тепломасоперенесення
Термоцикування	Попередні температурні напруження та зміна теплового стану конструкції	Потрібні режими з мінімальним тепловкладенням, локальний підігрів або контрольоване охолодження
Радіація та заряджання	Деградація електроніки, датчиків і матеріалів; можливі електромагнітні завади	Потрібні радіаційно стійкі компоненти, екранування, електромагнітна сумісність і резервування
Вібрації та обмеження платформи	Коливання робочої зони та відносного положення інструмента	Потрібні точне позиціонування, датчики зворотного зв'язку та компенсація руху маніпулятора

проплавлення, вузьку зону термічного впливу та можливість точного керування тепловкладенням. У космічних умовах ці властивості поєднуються з природною сумісністю електронного променя з вакуумом, що відрізняє його від багатьох дугових і лазерних процесів [1, 12, 13].

Для ремонтного відновлення найдоцільнішими є дровові процеси DED, у яких присадний матеріал подається безпосередньо в рідку ванну, сформовану електронним променем на поверхні основи. Дріт не потребує газового транспортування, краще локалізується в робочій зоні, має вищу ефективність використання матеріалу та менший ризик контамінації обладнання. У мікрогравітації це є принциповою перевагою, оскільки поведінка дисперсного порошку складно прогнозується, а його неконтрольоване поширення може створювати загрозу для оптики, механізмів і систем життєзабезпечення [12, 14, 15].

Електронно-променеве пошарове формування можна розглядати як розвиток традиційних операцій зварювання та наплавлення. У режимі ремонту процес не обов'язково спрямований на виготовлення повної деталі; він може використовуватись для локального заповнення тріщин, відновлення кромки, нарощування втраченого матеріалу, герметизації пробоїв або формування підсилювальних елементів. Такий підхід є особливо цінним для тонкостінних корпусних конструкцій, баків, панелей, ферм та елементів стикувальних вузлів.

Схема процесу містить: підготовку поверхні, точне позиціонування електронно-променевого інструмента (використання автоматичної системи керування процесом наплавлення), формування рідкої ванни, синхронізоване подавання дроту, контроль геометрії валика або шару, охолодження та неруйнівний контроль відновленої ділянки. Для багатошарового формування важливо забезпечити повторюваність висоти шару, ширини доріжки, перекриття суміжних валиків і мікроструктури матеріалу. Порушення будь-якого з цих параметрів може призводити до накопичення геометричної похибки або дефектів у міжшарових зонах.

Порівняно з лазерним дрововим DED електронно-променевий процес має перевагу у вакуумі та ефективному поглинанні енергії металами, однак потребує високовольтного джерела живлення, електронної гармати, системи фокусування та відхилення променя, а також заходів щодо електромагнітної сумісності. Отже, вибір електронного променя для космічного ремонту має бути обґрунтований не лише якістю металургійного процесу, а й можливістю створення компактного, енергоефективного та надійного обладнання.

Тепломасоперенесення та стабільність рідкометалевої ванни. Стабільність рідкометалевої ванни є центральною умовою якісного електронно-променевого відновлення. У зоні плавлення одночасно відбуваються поглинання енергії променя, плавлення основного металу та присадного дроту, перемішування розплаву, випаровування окремих елементів, кристалізація та формування залишкових напружень. У космічних умовах ці процеси відбуваються за зміненого балансу сил і теплових потоків [1, 10].

У мікрогравітації зменшується роль природної конвекції, яка на Землі сприяє перемішуванню розплаву та виносу газових включень. Тому зростає значення керованих механізмів перенесення, способів переміщення тепла, рідкого металу, домішок або газових включень у рідкій ванні наплавленого матеріалу, на які можна цілеспрямовано впливати за допомогою параметрів технологічного процесу, таких як: потужність променя, швидкість переміщення або хімічний склад металу. На відміну від природної конвекції, яка виникає сама через дію сили тяжіння та різницю густини нагрітих і холодніших ділянок металу, керовані механізми – це можливість регулювати процес оператором або системою керування. Невдале поєднання цих механізмів може спричинити розтікання металу, нестабільне змочування, утворення підрізів, напливів або пор.

Термокапілярний ефект Марангоні виникає внаслідок градієнта поверхневого натягу на вільній поверхні ванни. Якщо температура або концентрація поверхнево-активних домішок змінюється вздовж поверхні, розплав переміщується у напрямі, що визначається знаком градієнта поверхневого натягу. Для електронно-променевого пошарового формування це означає, що геометрія ванни залежить не тільки від потужності променя та швидкості переміщення, а й від складу сплаву, чистоти поверхні, стану оксидних плівок та умов випаровування [3, 10].

Окремою проблемою є пористість. У вакуумі зменшується окиснення, однак наявність розчинених газів, зокрема водню в алюмінієвих сплавах, може призводити до утворення пор під час кристалізації. За мікрогравітації газові бульбашки не мають вираженого гравітаційного підйому, тому їхнє видалення з ванни ускладнюється. Це підтверджує важливість попереднього очищення поверхні, контролю складу присадного дроту, оптимізації теплового циклу та застосування режимів, які сприяють дегазації розплаву [11, 16].

Для стабілізації процесу доцільно використовувати комбіновані методи керування: модуляцію струму променя, сканування плями нагріву, регулювання швидкості подавання дроту, контроль висоти робочої відстані, локальне підігрівання або кероване охолодження. Перспективним є перехід від наперед заданих режимів до замкненого керування, у якому параметри процесу корегуються за даними пірометрії, відеоспостереження, датчиків струму, напруги, положення дроту та геометрії сформованого шару. Саме для таких процесів актуальними є алгоритми керування електронно-променевим формуванням у космічному середовищі [17].

Матеріали для електронно-променевого відновлення. Вибір матеріалу для космічного ремонтного відновлення визначається вимогами до питомої міцності, жаростійкості, корозійної стійкості, зварюваності, стабільності у вакуумі та сумісності з матеріалом основної конструкції. Найактуальнішими є алюмінієві, титанові, нікелеві, кобальтові, жароміцні сталеві та інтерметалідні сплави. Для кожної групи матеріалів характерними є власні переваги та обмеження, які необхідно враховувати під час вибору технологічної схеми.

Алюмінієві сплави широко застосовують у корпусних елементах, баках, панелях і легких силових конструкціях завдяки низькій густині, високій теплопровідності та хорошій технологічності. Особливий інтерес становлять сплави систем Al–Cu, Al–Mg та Al–Li, зокрема матеріали типу 2219, які використовують у ракетно-космічній техніці. Електронно-променеве зварювання алюмінієвих сплавів забезпечує глибоке проплавлення та високу герметичність, однак потребує ретельного контролю пористості, гарячих тріщин, випаровування легувальних елементів і теплових деформацій [5, 11, 18].

Титанові сплави вирізняються високою питомою міцністю, корозійною стійкістю, жароміцністю та хорошою сумісністю з вакуумними процесами. У вакуумі знижується ризик взаємодії розплаву з киснем і азотом, що є важливим для отримання якісних зварних з'єднань. Для електронно-променевого DED титанові сплави, зокрема Ti–6Al–4V, є одними з найбільш вивчених матеріалів і можуть застосовуватися для силових елементів, кронштейнів, ферм, корпусних деталей і елементів двигунів [12, 15, 19].

Жароміцні нікелеві й кобальтові сплави, а також жароміцні сталі є перспективними для деталей, що працюють за підвищених температур, у вузлах двигунів або теплонавантажених систе-

мах. Їхніми перевагами є опір повзучості, жаростійкість і стабільність структури. Водночас ці матеріали часто мають вузьке технологічне вікно, схильність до тріщиноутворення та високу чутливість до режимів охолодження. Для них потрібні параметри процесу, які мінімізують термічні напруження та забезпечують контроль мікроструктури [20].

Інтерметалідні сплави системи Ti–Al є перспективними для легких теплонавантажених елементів завдяки низькій густині, високій питомій міцності та стійкості проти окиснення. Проте їх широке застосування обмежується крихкістю, складністю механічного оброблення, схильністю до тріщин і підвищеними вимогами до теплового циклу. Тому для таких матеріалів актуальними є дослідження керованої кристалізації (наприклад, спрямована кристалізація дозволяє керувати структурою, а відповідно й властивостями зливку), градієнтних структур, гібридних з'єднань і поєднання електронно-променевого формування з подальшою термічною обробкою [10].

Для ремонтного застосування важливо не лише підібрати матеріал присадного дроту, а й забезпечити металургійну сумісність із основою. У багатьох випадках доцільним є використання близького за складом дроту, але для компенсації тріщиноутворення або зниження залишкових напружень можуть застосовуватися модифіковані присадки. Перспективним напрямом є формування функціонально-градієнтних шарів, у яких склад матеріалу змінюється поступово, зменшуючи ризик різкого переходу властивостей між основою та наплавленим металом.

Обладнання та системи керування. Космічний електронно-променевий ремонтний комплекс має поєднувати джерело електронного променя, високовольтне живлення, систему фокусування та відхилення променя, механізм подавання дроту, роботизований маніпулятор, засоби фіксації до конструкції, сенсорну систему, блоки терморегулювання, енергозабезпечення та керування. На відміну від наземного обладнання, така система повинна бути компактною, стійкою до пускових навантажень, радіації, вакууму, температурних циклів і тривалої автономної роботи [5, 21, 22]. Високовольтне джерело живлення повинно забезпечувати стабільність параметрів променя: прискорювальної напруги та струму, фокусування.

Для ремонту тонкостінних конструкцій важливо забезпечити мале та відтворюване тепловкладення, щоб не допустити пропалювання, надмірних деформацій або пошкодження суміжних

елементів. Для масивніших деталей, навпаки, потрібна достатня глибина проплавлення й надійний металургійний зв'язок між основою та наплавленим шаром.

Система подавання дроту має забезпечувати сталість швидкості, точне положення кінця дроту відносно ванни, мінімальні коливання та синхронізацію з переміщенням променя. У мікрогравітації механічний контакт дроту з ванною, кут подавання, змочування та імпульс подачі стають важливими факторами стабільності. Перспективною є коаксіальна або квазікоаксіальна подача, яка зменшує напрямну залежність процесу та спрощує формування складних траєкторій [15].

Роботизована система повинна виконувати позиціонування інструмента, утримання робочої відстані, компенсацію відносного руху конструкції, підготовку поверхні та контроль геометрії відновленої ділянки. Для позакорабельних робіт особливо важливими є модульність, можливість кріплення до різних типів поверхонь, дистанційне керування та безпечний режим зупинки. У перспективі такі системи мають перейти від телеопераційного керування до напівавтономних і автономних сценаріїв, коли оператор задає область ремонту, а система сама формує траєкторію, режими та контроль якості.

Сенсорна частина повинна охоплювати вимірювання температури, спостереження за ванною, контроль положення дроту, реєстрацію струму та напруги променя, оцінку висоти шару та виявлення дефектів. У наземних системах для цього використовують оптичні камери, інфрачервону пірометрію, спектральний аналіз, лазерне профілювання та акустичні датчики. У космосі вибір сенсорів ускладнюється освітленням Сонцем, вакуумом, радіацією, обмеженнями маси й необхідністю захисту оптичних елементів від бризок і випаровувань.

Значну роль відіграє програмне забезпечення. Для надійного ремонту потрібні моделі теплового поля, деформацій, формування ванни та зростання шару, які працюють у режимі підготовки технологічного процесу та можуть використовуватись як цифрові двійники під час виконання операції. Поєднання моделювання, машинного зору та адаптивного керування дозволяє компенсувати невизначеність космічних умов і підвищити відтвореність результатів.

Сучасний стан і місце електронно-променевих технологій серед інших підходів. Сучасні технології космічного виробництва розвиваються у кількох напрямках: полімерний 3D-друк, ком-

позитне формування, лазерне металеве адитивне виробництво, дугове та електронно-променеве зварювання, механічне збирання, роботизоване сервісне обслуговування. Металевий 3D-друк у космосі вже перейшов від теоретичних концепцій до орбітальних демонстрацій, однак більшість таких експериментів поки що має демонстраційний характер і не є штатною ремонтною технологією для відповідальних конструкцій [2, 6, 7].

Порівняння різних методів показує, що лазерні системи мають високу точність і добре розвинену промислову базу, але часто потребують захисної атмосфери або спеціальної камери, а також мають складні вимоги до оптики. Дугові процеси відрізняються високою продуктивністю та відносною простотою, проте в космічному вакуумі потребують спеціальної організації плазмоутворення та можуть мати ширшу зону термічного впливу. Порошкові методи забезпечують високу деталізацію, але поведінка з порошком у мікрогравітації є технологічно складним і потенційно небезпечним.

Електронно-променеві дровотві процеси займають проміжну, але дуже перспективну позицію – вони поєднують вакуумну сумісність, високу енергетичну ефективність, хорошу придатність до металевих матеріалів і можливість формування шарів із дроту. Їхні основні недоліки пов'язані з високовольтним обладнанням, потребою у точному фокусуванні, можливістю електромагнітних завад і складністю мініатюризації. Саме ці обмеження визначають науково-технічний порядок денний для переходу від експериментальних установок до космічних ремонтних комплексів.

Важливо також розрізняти виготовлення нових деталей і відновлення пошкоджених конструкцій. У першому випадку процес може виконуватися на спеціальній платформі або в герметизованому технологічному модулі. У другому випадку інструмент має працювати безпосередньо на існуючій конструкції, часто у важкодоступній зоні, з невідомим станом поверхні, обмеженим тепловідведенням і високими вимогами до безпеки. Тому ремонтне застосування є складнішим і потребує тісної інтеграції технології з робототехнікою, діагностикою та неруйнівним контролем.

Дефекти, контроль якості та надійність відновлених ділянок. Якість відновленої ділянки визначається не лише зовнішньою геометрією, а й внутрішньою структурою металу, характером міжшарового з'єднання, рівнем пористості, наявністю тріщин, включень, несправів і залишкових напружень. Для космічних конструкцій ці показники мають критичне значення, оскільки ремонт

виконується на відповідальних елементах, доступ до яких після операції може бути обмеженим.

Найхарактернішими дефектами електронно-променевого наплавлення є: пори, гарячі тріщини, непровари, надмірне проплавлення, підрізи, порушення геометрії валика, міжшарове несплавлення, локальне випаровування легувальних елементів і залишкові деформації. Причинами можуть бути: нестабільність подавання дроту, коливання потужності променя, забруднення поверхні, неправильна робоча відстань, надто високі температурні градієнти або неузгодженість між швидкістю переміщення та продуктивністю осадження.

Контроль якості в космосі має бути максимальним інтегрованим у сам процес. Перед початком ремонту потрібно проводити діагностику пошкодження: визначення розміру тріщини або пробою, товщини стінки, стану поверхні та можливості локального доступу. Під час формування шару система має контролювати температуру, розмір ванни, стабільність дроту та форму валика. Після ремонту необхідним є неруйнівний контроль, який може містити візуальне та оптичне профілювання, термографію, ультразвукові або інші методи, адаптовані до конкретної конструкції.

Для відповідальних елементів доцільно передбачати не одну, а кілька рівнів верифікації: технологічну перевірку стабільності процесу, геометричну перевірку відновленої області, локальну оцінку дефектів і розрахункове підтвердження роботоздатності. У перспективі ці операції мають об'єднуватись в єдиний цифровий контур: діагностика пошкодження, автоматичне планування траєкторії, виконання наплавлення, онлайн-контроль, корегування параметрів і документування результату ремонту.

Основні проблеми та напрями подальших досліджень. Попри значний потенціал електронно-променевих технологій, їхнє практичне впровадження в космічний ремонт стримується комплексом науково-технічних проблем. Їх можна умовно поділити на: матеріалознавчі, технологічні, апаратні, енергетичні, робототехнічні та експлуатаційні.

Матеріалознавчі задачі полягають у вивченні структури та властивостей наплавленого металу в умовах мікрогравітації, визначенні механізмів поро- і тріщиноутворення, оптимізації складу присадного дроту та режимів термічної обробки.

Технологічні задачі охоплюють стабілізацію рідкометалевої ванни, відтворюваність висоти шару, керування змочуванням, зменшення випаро-

вування легуючих елементів, контроль тепловкладення та мінімізацію залишкових напружень.

Апаратні задачі пов'язані з мініатюризацією електронної гармати, підвищенням ресурсу катода, радіаційною стійкістю електроніки, електромагнітною сумісністю, захистом оптики та датчиків і створенням ефективного тепловідведення у вакуумі.

Енергетичні задачі передбачають оптимізацію режимів роботи, зниження пікової потужності, використання буферних накопичувачів енергії та узгодження процесу з бортовою енергосистемою космічного апарата або станції.

Робототехнічні задачі містять фіксацію комплексу на конструкції, точне позиціонування інструмента, компенсацію мікровібрацій, автономне планування траєкторій і безпечну взаємодію з екіпажем або іншими роботизованими системами.

Експлуатаційні задачі стосуються стандартизації ремонтних процедур, кваліфікації відновлених ділянок, створення критеріїв приймання, забезпечення резервування та можливості повторного ремонту.

Найближчим практичним кроком має бути поєднання наземних вакуумних випробувань, експериментів у режимах короткочасної мікрогравітації, числового моделювання та випробувань роботизованих прототипів. Особливу цінність мають експерименти, у яких одночасно реєструються параметри променя, дроту, температурного поля, геометрії ванни та дефектів. Саме такі дані потрібні для створення достовірних моделей і алгоритмів замкненого керування.

Висновки

1. Електронно-променеві дровові процеси прямого енергетичного осадження є одним із найперспективніших напрямів ремонтного відновлення металевих конструкцій у космічних умовах. Їхні переваги визначаються високою концентрацією енергії, локальністю тепловкладення, глибоким проплавленням, ефективним використанням дроту та природною сумісністю з вакуумом.

2. Космічне середовище одночасно створює переваги та обмеження для електронно-променевого процесу. Вакуум сприяє роботі електронного променя та зменшує окиснення. Мікрогравітація змінює гідродинаміку рідкометалевої ванни, послаблює природну конвекцію та підсилює роль поверхневих і капілярних явищ.

3. Найактуальнішими матеріалами для електронно-променевого відновлення є алюмінієві, титанові, жароміцні та інтерметалідні сплави. Для кожної групи матеріалів необхідне окреме об-

грунтування режимів наплавлення, оскільки їхня схильність до пористості, тріщиноутворення, випаровування легувальних елементів і залишкових напружень істотно відрізняється.

4. Практична реалізація космічного електронно-променевого ремонту потребує створення спеціалізованого обладнання: компактних електронних гармат, надійних високовольтних джерел живлення, систем точного подавання дроту, роботизованих маніпуляторів, датчиків контролю процесу, засобів терморегулювання та енергозабезпечення. Ключовою вимогою є робота в замкненому контурі керування за даними технічного зору, пірометрії, профілювання та контролю параметрів променя.

5. Сучасні орбітальні демонстрації металевого адитивного виробництва підтверджують актуальність напрямку, але не замінюють досліджень саме електронно-променевого ремонтного відновлення відповідальних конструкцій. Подальший розвиток має бути спрямований на стабілізацію ванни в мікрогравітації, зниження дефектності, кваліфікацію відновлених ділянок, мініатюризацію обладнання та інтеграцію процесу з автономними роботизованими платформами.

6. Створення електронно-променевих ремонтно-виробничих комплексів може стати важливою складовою майбутньої космічної інфраструктури. Такі системи здатні збільшити ресурс космічних апаратів, зменшити залежність від доставки запасних частин із Землі, підвищити автономність орбітальних, місячних і міжпланетних місій та сформувати технологічну основу для довготривалого освоєння космічного простору.

Список літератури/References

- Naden, N., Prater, T.J. (2020) *A review of welding in space related technologies*. NASA/TM-2020-220557. <https://ntrs.nasa.gov/api/citations/20200002259/downloads/20200002259.pdf>
- NASA. *In-Space Servicing, Assembly, and Manufacturing (ISAM)*. <https://www.nasa.gov/isam/>
- Терновий Є.Г., Піскун Н.В., Закорко В.О. та ін. (2026) Технологічні аспекти відновлення космічних апаратів методом адитивного електронно-променевого наплавлення. *Космічна наука і технологія*, 32(2), 81–98. DOI: <https://doi.org/10.15407/knit2026.02.081>
- Терновий, Ye.H., Piskun, N.V., Zakorko, V.O. et al. (2026) Technological aspects of spacecraft restoration by additive electron-beam surfacing. *Space Sci. and Technol.*, 32(2), 81–98 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/knit2026.02.081>
- Лобанов Л.М., Ланкін Ю.М., Терновий Є.Г. та ін. (2024) Елементи технології електронно-променевого зварювання алюмінієвих сплавів для монтажних і ремонтно-відновлюваних робіт на поверхні Місяця. *Космічна наука і технологія*, 30(2), 40–53. DOI: <https://doi.org/10.15407/knit2024.02.040>
- Lobanov, L.M., Lankin, Yu.M., Ternovyi, Ye.H. et al. (2024) Elements of electron-beam welding technology for aluminium alloys for assembly and repair-restoration works on the lunar surface. *Space Sci. and Technol.*, 30(2), 40–53 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/knit2024.02.040>
- Патон Б.С., Лобанов Л.М., Асніс Ю.А. та ін. (2017) Обладнання та технології для електронно-променевого зварювання в космосі. *Космічна наука і технологія*, 23(4), 27–32. DOI: <https://doi.org/10.15407/knit2017.04.027>
- Paton, B.Ye., Lobanov, L.M., Asnis, Yu.A. et al. (2017) Equipment and technology for electron-beam welding in space. *Space Sci. and Technol.*, 23(4), 27–32 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/knit2017.04.027>
- ESA. *First metal part 3D printed in space*. https://www.esa.int/ESA_Multimedia/Images/2024/09/First_metal_part_3D_printed_in_space
- ESA. *A close-up look at the first metal part made in space*. https://www.esa.int/Enabling_Support/Space_Engineering_Technology/A_close-up_look_br_at_the_first_metal_br_part_made_in_space
- Allard, C. (2024) First metal part 3D printed in space. *Nat. Rev. Mater.*, 9, 766. DOI: <https://doi.org/10.1038/s41578-024-00745-3>
- (2003) *Space technologies, materials and structures*. Ed. by B. Paton. London, CRC Press. DOI: <https://doi.org/10.1201/9780367801045>
- Kartavykha, A.V., Asnis, E.A., Statkevich, I.I. et al. (2017) Room-temperature tensile properties of float-zone processed β -stabilized γ -TiAl(Nb,Cr,Zr) intermetallic. *Mater. Letters*, 188, 88–91. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.10.103>
- Лобанов Л.М., Міленін О.С., Терновий Є.Г. та ін. (2023) Закономірності формування пористості при електронно-променевому зварюванні алюмінієвих сплавів в умовах зниженої сили тяжіння. *Космічна наука і технологія*, 29(3), 57–66. DOI: <https://doi.org/10.15407/knit2023.03.057>
- Lobanov, L.M., Milenin, O.S., Ternovyi, Ye.H. et al. (2023) Regularities of porosity formation during electron-beam welding of aluminium alloys under reduced gravity. *Space Sci. and Technol.*, 29(3), 57–66 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/knit2023.03.057>
- Taminger, K.M., Hafley, R.A. (2006) *Electron beam freeform fabrication (EBF3) for cost effective near-net shape manufacturing*. NASA/TM-2006-214284. https://www.researchgate.net/publication/277298888_NASATM-2006-214284_Electron_Beam_Freeform_Fabrication_EBF_3_for_Cost_Effective_Near-Net_Shape_Manufacturin
- Taminger, K.M.B., Hafley, R.A. (2003) Electron beam freeform fabrication: A rapid metal deposition process. In: *Proc. of the 3rd Annual Automotive Composites Conf.* <https://ntrs.nasa.gov/api/citations/20040042496/downloads/20040042496.pdf>
- Hafley, R.A., Taminger, K.M.B., Bird, R.K. (2007) Electron beam freeform fabrication in the Space environment. In: *45th AIAA Aerospace Sciences Meeting and Exhibit, 8–11 January, Reno, Nevada*. DOI: <https://doi.org/10.2514/6.2007-1154>
- Kovalchuk, D., Melnyk, V., Melnyk, I. (2022) A coaxial wire-feed additive manufacturing of metal components using a profile electron beam in space application. *J. of Mater. Eng. and Perform.*, 31, 6069–6082. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-022-06994-z>
- Терновий Е.Г., Бондарев А.А., Лапчинский В.Ф., Лозовская А.В. (2000) Влияние гравитационных сил, растворенного водорода и исходной температуры на свойства и плотность соединений при электронно-лучевой сварке легких конструкционных сплавов. В: *Космос: технологии, материаловедение, конструкции. Сб. науч. тр.* Б.Е. Патон (ред.). Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 528.
- Ternovoy, E.G., Bondarev, A.A., Lapchinsky, V.F., Lozovskaya, A.V. (2000) Influence of gravitational forces, dissolved hydrogen and initial temperature on the properties and density of joints during electron-beam welding of light structural alloys. In: *Space: Technologies, Materials Science, Structures*. Ed. by B.E. Paton. Kyiv, PWI, 528 [in Russian].
- Seifzer, W.J., Taminger, K.M. (2007) Control of space-based electron beam free form fabrication. In: *18th Annual Solid Freeform Fabrication Symposium*. <https://ntrs.nasa.gov/api/citations/20070030308/downloads/20070030308.pdf>
- Бондарев А.А., Лапчинский В.Ф., Лозовская А.В., Терновий Е.Г. (2000) Исследование структуры и распределения элементов в сварных соединениях, выполненных электронным лучом на сплавах 1201 и АМг6 в услови-

- ях невесомости. В: *Космос: технологии, материаловедение, конструкции: Сб. науч. тр.* Б.Е. Патона (ред.). Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 247–252.
- Bondarev, A.A., Lapchinsky, V.F., Lozovskaya, A.V., Ternovoy, E.G. (2000) Study of the structure and distribution of elements in welded joints made by electron beam on alloys 1201 and AMg6 under weightlessness. In: *Space: Technologies, Materials Science, Structures*. Ed. by B.E. Paton. Kyiv, PWI, 247–252 [in Russian].
18. Mitzner, S., Liu, S., Domack, M.S., Hafley, R.A. (2012) Grain refinement of freeform fabricated Ti-6Al-4V alloy using beam/arc modulation. In: *23rd Annual Intern. Solid Freeform Fabrication Symposium*. DOI: <https://doi.org/10.26153/TSW/15372>
19. Hales, S.J., Domack, C.S., Taminger, K.M. (2020) *Electron beam freeform fabrication of dissimilar materials: Cracking in Inconel 625 on GRCo-84*. NASA/TP-2020-5005040. <https://ntrs.nasa.gov/api/citations/20205005040/downloads/NASA-TP-2020-5005040.pdf>
20. Taminger, K.M., Watson, J.K., Hafley, R.A., Petersen, D.D. (2007) *Solid Freeform Fabrication Apparatus and Methods*. U.S. Patent 7,168,935.
21. NASA. *Welding in Space. Technology Spec. Sheet*. <https://www.nasa.gov/wp-content/uploads/2024/09/7-in-space-welding-spec-sheet-508.pdf>
22. NASA. *Welding in Space. Technology Spec. Sheet*. <https://www.nasa.gov/wp-content/uploads/2024/09/7-in-space-welding-spec-sheet-508.pdf>

PROSPECTS FOR USING ELECTRON BEAM TECHNOLOGIES TO RESTORE METAL STRUCTURES IN SPACE (Review)

V.O. Zakorko, N.V. Piskun

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., Kyiv, 03150, Ukraine. E-mail: nadamova54@gmail.com

The article systematizes the current concepts concerning the application of electron beam technologies for repair restoration and layer-by-layer formation of metal structures in the space environment. The specific features of electron beam heating and additive formation of materials in open space are considered. The main advantages of electron beam technologies for the repair of space structures are summarized, including high energy concentration, localized thermal action and operation in vacuum. It is shown that wire-aisted electron beam layer-by-layer formation processes, which belong to directed energy deposition (DED), are among the most promising approaches to space manufacturing owing to their energy concentration, localized heat input, natural compatibility with vacuum and suitability for robotic control. The effects of high vacuum, microgravity, thermal cycling, radiation environment and vibrations on heat and mass transfer, molten pool formation, material structure and defect formation are analyzed. Requirements for materials, electron beam equipment, wire-feed systems, power supply, machine vision and closed-loop process control are summarized. Particular attention is paid to the distinction between historically verified welding experiments in space, current orbital demonstrations of metal additive manufacturing and the prospects for development of full-scale electron beam repair systems. Key research problems are identified: stabilization of the molten pool in microgravity, repeatability of layer geometry, reduction of porosity and cracking, miniaturization of equipment, radiation and electromagnetic compatibility, and integration of nondestructive testing into an autonomous technological cycle. 22 Ref., 1 Tabl.

Keywords: *electron beam technologies, electron beam welding, directed energy deposition, layer-by-layer formation, structure restoration, space manufacturing, microgravity, robotic repair*

ORCID

V.O. Zakorko – <https://orcid.org/0009-0003-6450-8647>, H.B. Piskun – <https://orcid.org/0000-0003-1459-2310>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

H.B. Піскун

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, Україна, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: nadamova54@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

V.O. Zakorko, H.B. Piskun (2026) Перспективи використання електронно-променевих технологій для відновлення металевих конструкцій у космосі (Огляд). *Автоматичне зварювання*, **05**, 64–71. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.05.08>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 08.06.2026

Отримано у переглянутому вигляді 18.09.2026

Підписано до друку 30.09.2026

Оприлюднено 20.10.2026



МІКРОСТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЦЕМЕНТОВАНИХ КАРБІДІВ (Огляд)

Б.В. Стефанів, С.В. Максимова

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: stefanivbogdan61@gmail.com

Цементовані карбіди, також відомі як тверді метали, охоплюють широкий спектр застосувань у багатьох відповідних галузях промисловості, наприклад, в автомобільній та авіакосмічній (як різальні інструменти для обробки металевих компонентів), нафтовидобувній та гірничодобувній (в якості компонентів бурових доліт або прохідницьких комбайнів) або як зношувані філь'єри (або волокни), елементи інструменту для штампування. Цементовані карбіди та кермети є одними з найпоширеніших продуктів порошкової металургії в усьому світі. Причиною цього є виняткове поєднання твердості та в'язкості порівняно з іншими матеріалами, такими як алмаз або швидкорізальна сталь. Вибираючи відповідну комбінацію твердих фаз, металевої зв'язувальної фази та параметрів обробки, можна досягти широкої комбінації мікроструктур із різними механічними властивостями. В огляді основну увагу приділено аналізу мікроструктур цементованих карбідів, як тим, які вже використовуються у виробництві, так і тим, які привернули увагу науковців завдяки новим потенційним застосуванням. Бібліогр. 26, рис. 6.

Ключові слова: цементовані карбіди, карбід вольфраму, спікання, адитивне виробництво, зв'язувальна фаза, зносостійкість, мікроструктура, наплавлення

Вступ. Цементований карбід (твердий сплав на основі WC) є матеріалом, який був винайдений у 1923 р. [1, 2]. Майже відразу після його створення цей матеріал почали використовувати як інструментальний у геоінженерії для буріння гірських порід, видобутку корисних копалин, буріння свердловин газу та нафти тощо завдяки унікальному поєднанню високої твердості, міцності та тріщиностійкості (в'язкості руйнування). Відносно висока зносостійкість і низька вартість виділяють його серед інших аналогічних матеріалів, що сприяє його застосуванню при виготовленні зносостійких деталей у багатьох галузях промисловості, наприклад, в автомобільній та авіакосмічній, нафтовидобувній та гірничодобувній (в якості компонентів бурових доліт або прохідницьких комбайнів), при виготовленні різального інструменту для обробки металевих компонентів.

Технологія виготовлення, структура та властивості цементованих карбідів значною мірою залежать від природи основного компонента, тобто твердих карбідів і м'яких металевих зв'язувальних фаз.

Мета роботи – провести аналіз природи тугоплавких карбідів і зв'язувальних фаз, структурних особливостей, механічних властивостей, методів отримання та застосування цементованих карбідів.

Основні компоненти цементованих карбідів складаються з дрібних частинок карбіду вольфраму, які є твердими та крихкими, а також зв'язувального металу – кобальту, який є відносно м'яким і пластичним. Зв'язувальну фазу певною мірою модифікують

перехідними металами групи заліза для досягнення певних бажаних кінцевих властивостей.

Цементовані карбіди та їхнє використання.

Мікроструктура цементованих карбідів є неоднорідною. Вона складається з твердих, крихких карбідів, зв'язаних пластичною металевою зв'язувальною фазою. Тверда фаза представлена тугоплавкими карбідами перехідних металів (WC, TiC, TaC, Cr₃C₂ або Mo₂C), тоді як зв'язувальна фаза складається з металів групи заліза, переважно кобальту (Co) або нікелю (Ni), а також їхніх сплавів [3, 4]. Тугоплавкі карбіди перехідних металів груп IV, V і VI демонструють структуру, яка поєднує металеві, ковалентні та іонні зв'язки, що забезпечує їм високу температуру плавлення. Вони також демонструють високу твердість і міцність із високою термічною та хімічною стабільністю. Металева зв'язувальна фаза є пластичною та більш м'якою, що сприяє підвищенню ударної в'язкості цементованих карбідів. На рис. 1 наведено різні галузі застосування, в яких використовуються цементовані карбіди, відповідно до вмісту в них Co та розміру зерна WC, а також твердості.

Сировиною для твердих сплавів є чисті або попередньо леговані порошки WC, TiC, TaC, NbC, (W, Ti) C, TiN, Ti(C, N), Mo₂C, Co, Ni та технічний вуглець (вуглець або сажа). Порошки змішують у відповідних кількостях, подрібнюють у кульовому млині в спирті з футеровкою із нержавкої сталі з використанням подрібнювальних тіл WC-Co до типового розміру зерна 1...3 мкм. Після подрібнення пульпу сушать розпиленням і пресують до потрібної форми. Після цього пресовані заготовки розташовують

© Б.В. Стефанів, С.В. Максимова

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

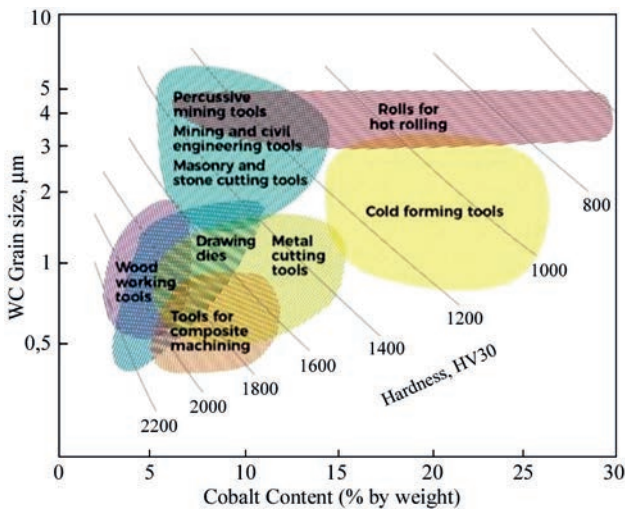


Рис. 1. Діапазон застосувань, у яких використовуються цементовані карбіди, що визначається розміром зерна WC, вмістом кобальту та твердістю [3]

у печі та спікають за температури 1300...1500 °C (об'єм матеріалу під час спікання зменшиться приблизно на 20 %). Типовий цикл спікання за часом і температурою наведено на рис. 2.

Мікроструктура цементованих карбідів (WC-Co і WC-MC-Co) і керметів Ti(C, N)-Ni/Co із добавками Mo₂C, WC або TaC багато в чому схожа [5]. Усі матеріали мають карбідний або карбонітридний каркас. На границях зерен і фаз виявлено близько половини моношару сегрегації зв'язувального металу. Матеріали, що містять більше за одну тверду фазу, яка не розчиняється під час спікання, утворюють структуру «ядро-обідок». Обідки осідають епітаксіально на ядра під час

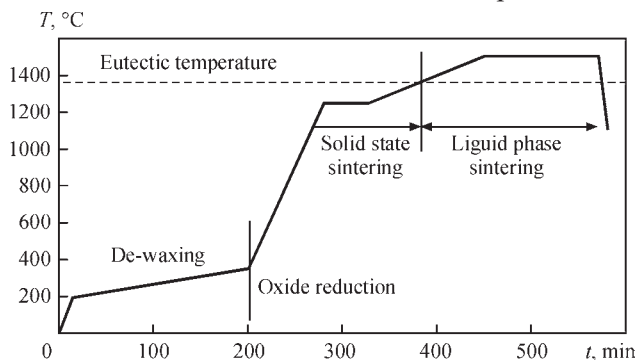


Рис. 2. Типовий часовий температурний цикл для спікання цементованих карбідів [5]

спікання, а градієнти складу відображають різні рівноваги в матеріалі під час спікання в твердому стані (відкрита пористість) і спікання в рідкій фазі (закрита пористість). Дифузії атомів металу в твердих фазах під час спікання практично не відбувається (за винятком плоских розломів та дислокацій, присутніх у ядрах зерен). Тому ці матеріали далекі від термодинамічної рівноваги [5].

Цементовані карбіди поєднують високу твердість і міцність металевих карбідів (WC, TiC, TaC) або карбонітридів (наприклад, TiCN) із в'язкістю та пластичністю металевого сплаву зв'язувальної речовини (Co, Ni, Fe), в якій тверді частинки рівномірно розподілені, утворюючи металевий композит (рис. 3). Карбід вольфраму є основною твердою фазою у цементованих карбідах системи WC-Co. Чим більше твердих карбідних частинок у матеріалі, тим він твердіший, однак одночасно знижуються ударна в'язкість і тріщиностійкість. Навпаки, збільшення частки металеві зв'язувальної фази забезпечує підвищення міцності та в'язкості, хоча й супроводжується певним зменшенням твердості.

Типові області застосування цих двох сплавів – різання металу та інструменти для холодного формування.

Звичайний WC-Co довгий час був домінуючим твердим матеріалом. Пізніше до WC-Co було додано TiC та інші кубічні карбіди (TaC, NbC, HfC), щоб підвищити зносостійкість. За останні роки зносостійкі покриття значно покращили характеристики матеріалів на основі WC-Co, які все ще є найважливішим типом цементованих карбідів. У результаті дослідження [7] цементованих карбідів і металокераміки типів WC-Co, WC-MC-Co, TiC-TiN-Mo₂C-Ni/Co та (Ti, W, Ta)(C, N)-(Co, Ni) було показано, що всі матеріали мають каркас твердої фази з сегрегацією зв'язувального по границях зерен. Зв'язувальна фаза містить атоми металу з твердих фаз, але в ній відсутні C і N. Зв'язувальна фаза кобальту містить W і Mo, але мало Ti, нікелева зв'язувальна фаза – Ti і Mo. Кількість Ti не сильно змінюється в залежності від вмісту N у сплаві, тоді як вміст Mo істотно збільшується із загаль-

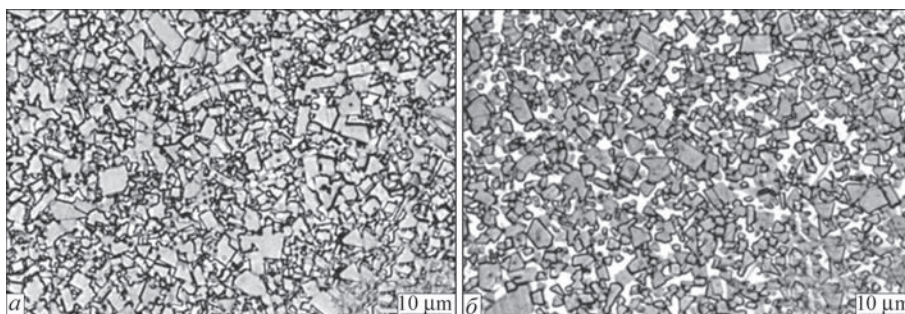


Рис. 3. Мікроструктура двох марок твердого сплаву: WC-6 % Co (a); WC-20 % Co (б) [6]

ним вмістом N. У твердих фазах під час спікання практично не відбувається дифузія атомів металу, але C і N можуть дифундувати так, що система наближається до рівноваги щодо цих елементів під час спікання.

Результати дослідження впливу порошків (Ti, Ta, Nb, W) (C, N) на мікроструктуру показали [8], що цементовані карбіди з додаванням попередньо легованого порошку мали схожу мікроструктуру: слабка структура «ядро–обідок», що складається з фази твердого розчину, вбудованої в систему WC-Co. Розмір зерна WC зменшувався, а найбільш дрібнозернисту структуру мав цементований карбід із додаванням 15 мас. % (Ti, Ta, Nb, W) (C, N). Із додаванням порошків (Ti, Ta, Nb, W)(C, N) густина, міцність на поперечний розрив і в'язкість руйнування зразків монотонно знижується. Зі збільшенням вмісту (Ti, Ta, Nb, W)(C, N) корозійна стійкість цементованих карбідів зростає. Коли вміст (Ti, Ta, Nb, W)(C, N) досягає 20 мас. %, зразок набуває високої стійкості до корозії та зберігає чудові механічні властивості [8].

Сучасні розробки щодо спікання цементованих карбідів. Спікання – процес, що широко використовується у промисловості для створення твердих сплавів із порошкоподібних матеріалів. Він передбачає нагрівання та ущільнення порошкоподібних частинок для утворення когезійної структури. Існує кілька доступних процесів спікання, але виділяють три основні методи: у твердому тілі, у рідкій фазі та під тиском. Спікання в твердому тілі, також відоме як звичайне або дифузійне спікання, є найбільш простим і широко використовуваним методом. Він передбачає підведення тепла до порошкоподібного матеріалу без присутності будь-якої рідкої фази. Процес спікання відбувається завдяки дифузії атомів через частинки порошку. Рідкофазне спікання передбачає додавання невеликої кількості рідкої фази до порошкоподібного матеріалу під час процесу спікання. Рідка фаза діє як зв'язувальна речовина і сприяє зчепленню частинок. Спікання під тиском, також відоме як гаряче пресування або гаряче ізостатичне пресування (ГІП), поєднує застосування тепла та тиску під час процесу спікання. Цей метод спрямований на досягнення більшої щільності та покращення властивостей матеріалу.

Протягом останніх трьох десятиліть, окрім вакуумного (ВС) [9, 10] та мікрохвильового спікання (МС) [11, 12], деякі методи спікання під тиском, такі як гаряче пресування (ГП) [13], спікання під низьким тиском (тобто ВС + термічна обробка за низького тиску) [14, 15], гаряче ізостатичне пре-

сування (ГІП) [16] та іскрове плазмове спікання (ІПС) [17, 18] були досліджені при виготовленні цементованих карбідів, армованих WC-Co. Як добре відомо, методи ГП, ГІП та ІПС можуть значно знизити температуру спікання та час витримки порівняно з вакуумним спіканням, що призводить до отримання щільних твердих сплавів WC-Co з меншими зернами та покращеною твердістю, міцністю на розрив та в'язкістю. Характеристика мікроструктури та твердості показала, що як хімічний склад, так і техніка спікання відіграють важливу роль при зростанні зерен WC і впливають на кінцеві механічні властивості.

Рідкофазне спікання (РФС) – процес ущільнення порошкоподібних матеріалів, при якому невелика кількість рідини додається до порошку, щоб діяти як зв'язувальна речовина та сприяти зчепленню частинок. Це дозволяє формувати міцні вироби за нижчих температур порівняно з іншими методами спікання, оскільки рідка фаза покращує рухливість частинок і сприяє їхньому зчепленню. За методом рідкофазного спікання [19] досліджено цементовані карбіди на основі кобальту з карбідом вольфраму, карбідом титану та карбідом танталу в якості твердої фази, дисперговані в кобальтовій матриці за допомогою процесу механічного легування у високоенергетичному кульовому млині. Ці сплави складаються на 90 % з твердої фази та кобальту в якості рідкофазного активатора. Завдяки рідкофазному спіканню за температури ~1400 °C досягнуто відносної щільності 99 %, що забезпечує найкращу зносостійкість і механічні властивості в порівнянні з іншими методами. Показано, що час кульового помелу, необхідний для досягнення найвищої щільності спеченого матеріалу, сильно залежить від умов помелу. Вища твердість є результатом дрібнішого розміру зерна, тоді як вища в'язкість руйнування є результатом наявності великих видовжених зерен кобальту в мікроструктурі.

Однак усі вищезгадані методи спікання під тиском виконуються лише під постійним зовнішнім тиском. Ніколи не повідомлялося про спікання під динамічним тиском із контрольованою частотою та амплітудою для отримання твердих сплавів WC-Co. Новий метод коливального спікання під тиском (КСТ) [20] показав вплив температури спікання на мікроструктуру та механічні властивості твердого сплаву WC-10 мас. % Co. Результати також порівнювалися зі зразком, отриманим за допомогою звичайного ГП за аналогічних умов консолідації. За оптимальної температури (~1310 °C) КСТ вдалося отримати щільніший зразок з однорідною мікроструктурою, зразок проде-

монстрував найвищу міцність на згин 2431 МПа, твердість за Віккерсом 21,1 ГПа та в'язкість руйнування 11,42 МПа·м^{1/2} [20]. Порівняно зі зразком, виготовленим методом звичайного ГП, для зразка, виготовленого методом КСТ за тієї ж температури спікання, було отримано вищу відносну щільність, менший розмір зерна та одноріднішу мікроструктуру, що призвело до того, що зразок, виготовлений за методом КСТ, продемонстрував набагато кращі механічні властивості.

Сучасні розробки щодо адитивного виробництва цементованих карбідів. Тверді сплави, відомі як «зуби промисловості», широко використовуються в аерокосмічній галузі, гірничодобувній промисловості, виробництві обладнання, залізничному транспорті, електронній та інформаційній промисловості тощо. Технологія адитивного виробництва (АВ) пропонує новий шлях для виготовлення геометрично складних деталей із твердих сплавів.

Виробництво спеціальних інструментів із внутрішньою контурною обробкою, виготовлених із твердого сплаву, є трудомістким і багатоступінчастим процесом спікання. Альтернативою гнучкому та автоматизованому виробництву є лазерний адитивний процес селективного лазерного плавлення (СЛП). Збільшення терміну служби інструменту досягається завдяки використанню зносостійкого та міцного твердосплавного матеріалу. Основна увага приділяється поведінці агломерованого та попередньо спеченого порошкового матеріалу карбід-вольфрам-кобальт (WC-Co) у процесі СЛП [21]. Залежно від параметрів впливу можуть бути створені різні типи мікроструктур, а вихідний профіль матеріалу може бути суттєво змінений під час взаємодії лазера з матеріалом.

Кермети – композитні матеріали, що складаються з керамічного армування та металевої матриці. Керметні матеріали отримують лазерним порошковим наплавленням (ЛПН), що належить до технології АВ [22]. Дослідження доцільності даної технології і параметрична оптимізація процесу ЛПН дозволили виготовляти тверді деталі з WC-17Co. Структурний аналіз виявив наявність значної пористості (1,41 %) та дрібних тріщин у зразках у вихідному стані. Подальша обробка методом гарячого ізостатичного тиску значно покращила структуру виготовлених деталей. Пористість стала дуже низькою (0,01 %), а рентгенівський фазовий аналіз виявив відсутність крихкої фази W₂C. Випробування на абразивний знос і твердість показали, що характеристики деталей, виготовлених адитивним методом, можна порівняти з еталонними деталями, виготовленими методом порошко-

вого спікання. Дослідження успішно продемонструвало можливість виготовлення зносостійких керметних деталей за допомогою ЛПН.

Процес технології адитивного виробництва твердих сплавів WC-Co представлений двома технологічними шляхами АВ твердих сплавів WC-Co: порошковим наплавленням (ПН), заснованим на технології гарячого формування (наприклад, селективне лазерне спікання, селективне лазерне плавлення та селективне електронно-променеве плавлення) та шляхом формування–видалення–спікання (ФВС), заснованим на холодному формуванні зеленого тіла разом із процесами видалення та спікання (наприклад, струменеве адитивне виробництво–видалення–спікання, моделювання наплавленням–видалення–спікання та 3D-гель-друк–видалення–спікання) [23].

Крім того, аналіз результатів досліджень дозволив визначити основні фактори впливу щодо ущільнення, металургійних дефектів, еволюції мікроструктури та механічних властивостей твердих сплавів WC-Co, отриманих за допомогою адитивного методу. Висновок роботи показує, що критичною проблемою отримання твердих сплавів WC-Co за допомогою порошкового наплавлення є запобігання розтріскуванню та зменшення пористості для покращення відносної густини, а також уникнення η-фази. Однак, хоча ФВС має недоліки, включаючи складну підготовку сировини (зв'язувального) та тривалий технологічний процес, ця технологія є перспективною для отримання високопродуктивних твердих сплавів WC-Co, оскільки вона достатньою мірою поєднує переваги адитивного методу та порошкової металургії.

Сучасні розробки щодо цементованих карбідів в якості зносостійких покриттів. Велику увагу авторами присвячено дослідженню та застосуванню цементованих карбідів в якості зносостійких покриттів [24–26]. Цементовані карбіди та кермети є одними з найпоширеніших продуктів порошкової металургії в усьому світі. Причиною цього є виняткове поєднання твердості та в'язкості порівняно з іншими різальними матеріалами, такими як алмаз або швидкорізальна сталь. Вибираючи відповідну комбінацію твердих фаз, фази металевого зв'язувального та параметрів обробки, можна досягти широкого поєднання мікроструктур із різними механічними властивостями. Основну увагу приділено структурам, які вже використовуються у виробництві цементованих карбідів. Цементовані карбіди (рис. 4) поділяються на чотири групи на основі мікроструктури та хімічного складу: морфологія та хімічний склад WC;

кубічний карбід, що містить цементований карбід і кермети; функціонально сортовані цементовані карбіди та будова зв'язувального [24].

Цементовані карбіди з певними композиціями Fe-Ni-Co [24, 25] можуть становити інтерес для промисловості в тих випадках, коли потрібні покращені втомна міцність і в'язкість. Додавання Fe зменшує допустиме «вуглецеве вікно» (ділянка WC-зв'язувального, вільна від η-фази та графіту), що ускладнює регулювання вуглецевого балансу сплаву, щоб уникнути дефектів кінцевої мікроструктури. Зміни температур при переході твердий–рідкий стан також впливають на спікання цементованих карбідів на основі Fe-Ni-Co, що відображається в меншому розмірі зерен WC у спечених цементованих карбідах на основі Fe (системи Fe-WC мають нижчу евтектичну температуру порівняно з Co та Ni). У цементованих карбідах на основі Ni виявлено тенденцію до грубішої мікро-

структури через більшу розчинність W порівняно з карбідами на основі Co (рис. 5, a).

Цементовані карбіди WC-Ni демонструють кращі характеристики в умовах окиснення та корозії, ніж цементовані карбіди WC-Co, і знайшли застосування в деталях, що зношуються, де потрібна стійкість до корозії. Проте механічні властивості (твердість і міцність) цементованих карбідів WC-Ni відносно гірші, ніж у WC-Co. Основним недоліком цементованих карбідів на основі Ni є їхня менша механічна міцність у порівнянні з карбідами на основі Co. На основі мікроструктурних спостережень обговорюється поведінка зростання карбідних зерен сплавів WC-M (M = Co, Ni, Fe) із різним вмістом вуглецю [26]. У той час як у сплавах WC-Fe зростання зерен більш-менш уповільнюється, збільшення вмісту вуглецю сприяє зростанню зерен у сплавах WC-Co і WC-Ni з невеликим аномальним зростанням зерен у випадку Ni-зв'язувально-

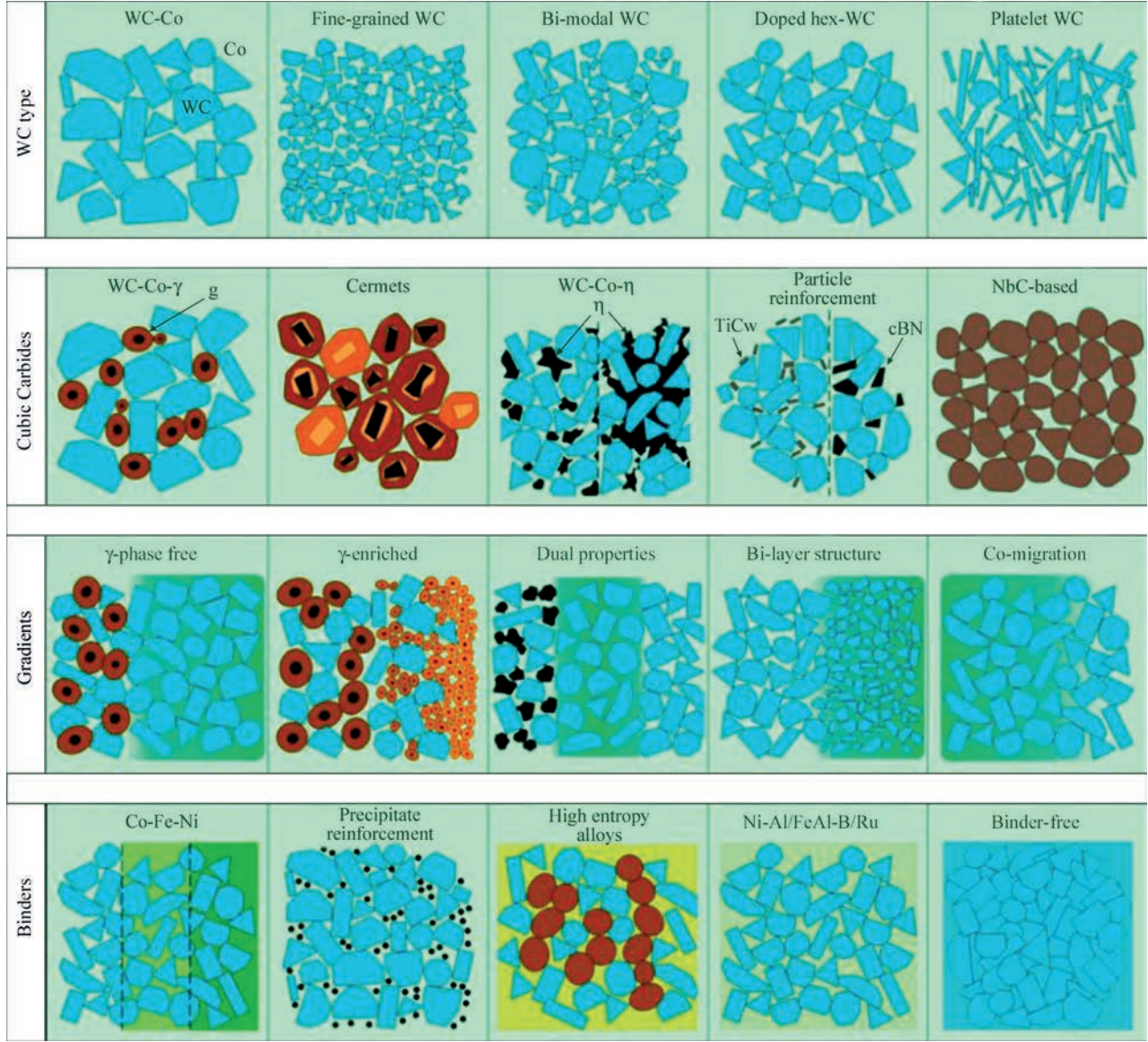


Рис. 4. Класифікація мікроструктур твердосплавних сплавів [24]

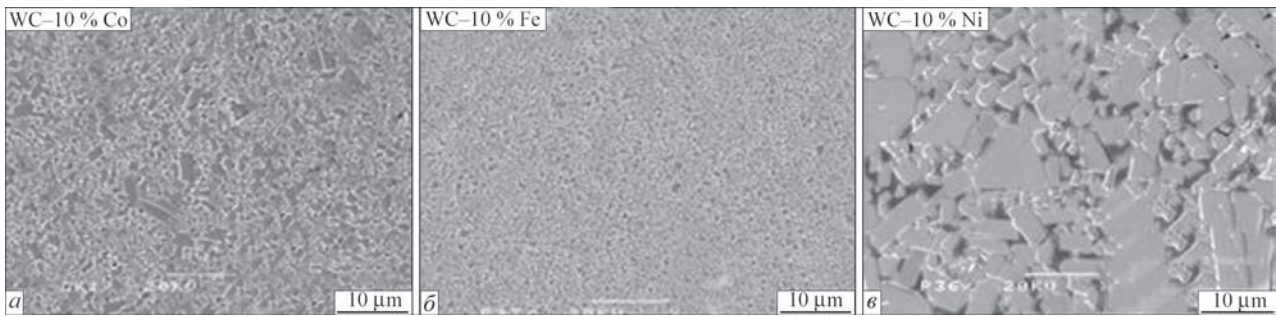


Рис. 5. Мікроструктура WC із 10 % зв'язувальної фази, що складається з Co (а), Fe (б) та Ni (в) [25]

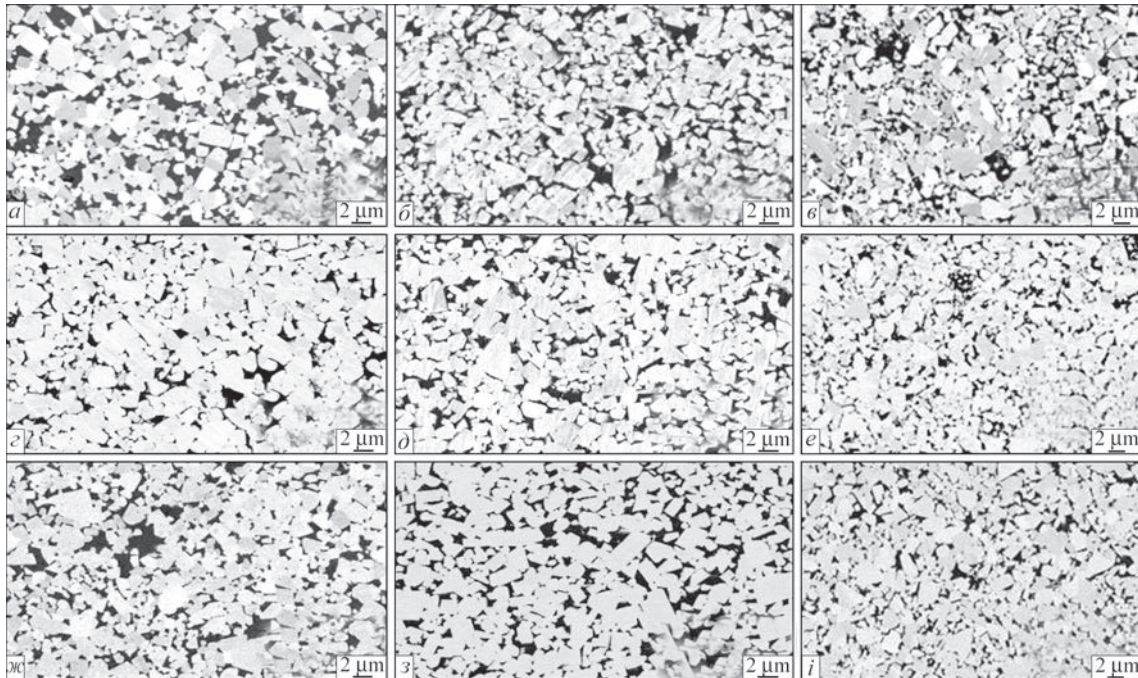


Рис. 6. Мікроструктури WC-Ni, збагаченого W (а, г, ж); WC-Co збагаченого W (б, д, з), та WC-Fe, збагаченого W (в, е, і), спечених за 1450 °C протягом 0,5 (а-в), 4 (г-е) і 8 (ж-і) год [26]

го. Що стосується розподілу фаз, η -фаза однорідно розподілена в матеріалі, збагаченому WC-Fe, тоді як у сплавах, збагачених WC-Co і WC-Ni, вона розподілена неоднорідно. η -фаза ідентифікується як світло-сірі зерна, з майже таким самим контрастом, як зерна WC. Обговорюються різні механізми зростання зерен у зв'язку з морфологією зерен WC, що спостерігається після спікання (рис. 6).

Зростання зерен у цементованих карбідах із зв'язкою, багатою на Co, Ni та Fe, проаналізовано шляхом систематичного дослідження розподілу довжини точки перетину в фазі WC. Дослідниками [26] показано, що при використанні зв'язки Fe при будь-якому вмісті вуглецю зростання зерен практично гальмується, для зв'язувальних Ni і Co з низьким вмістом вуглецю зростання зерен досить повільне, але посилюється, а аномальний характер зростання зерен посилюється зі збільшенням вмісту вуглецю, особливо у випадку Ni-зв'язувального. Морфологія інтерфейсу WC-зв'язувальне дає інформацію про механізми зростання зерен, задіяні в цементованих карбідах. Ступінчасті структури на

границі розділу WC-зв'язувальне свідчать про те, що бічне зростання обмежує кінетику в сплавах, багатих на W, тоді як гладкі границі вказують на те, що двовимірне зародкоутворення або зародження на дефектах стане обмежувальним фактором у сплавах, багатих на вуглець. У випадку сплавів WC-Ni з високим вмістом C поява більш округлих зерен передбачає рівномірніше осадження твердої речовини на закруглених краях WC.

Висновки

Аналіз літературних джерел свідчить, що мікроструктура цементованих карбідів (WC-Co і WC-MC-Co) і керметів Ti(C, N)-Ni/Co з добавками Mo₂C, WC або TaC багато в чому схожа. Усі матеріали мають карбідний або карбонітридний каркас мікроструктури. На границях зерен і фаз каркаса виявлено близько половини моношару сегрегації зв'язувального металу. Зв'язувальна фаза містить атоми металу з твердих фаз, але в ній відсутні C і N.

У порівнянні з різними методами спікання цементованих карбідів показано, що новий метод ко-

ливого спікання під тиском за тієї ж температури спікання забезпечує вищу відносну густину, менший розмір зерна та одноріднішу мікроструктуру, що призводить до того, що зразок, виготовлений методом коливального спікання під тиском, демонструє набагато кращі механічні властивості.

Перспективним методом адитивного виробництва цементованих карбідів є адитивний метод лазерного плавлення. Випробування на абразивний знос і твердість показали, що характеристики деталей, виготовлених цим методом, можна порівняти з еталонними деталями, виготовленими методом порошкового спікання. Залежно від параметрів впливу можуть бути створені різні типи мікроструктур, а вихідний профіль матеріалу може бути суттєво змінений під час взаємодії лазера з матеріалом.

На основі мікроструктурних досліджень карбідних зерен сплавів WC-M (M = Co, Ni, Fe) із різним вмістом вуглецю показано, що у сплавах WC-Fe зростання зерен уповільнюється, збільшення вмісту вуглецю сприяє зростанню зерен у сплавах WC-Co і WC-Ni з невеликим аномальним зростанням зерен у випадку Ni-зв'язувального. Що стосується розподілу фаз, то η-фаза рівномірно розподілена в WC-Fe, що збагачений W, тоді як вона неоднорідно розподілена в WC-Co і WC-Ni з високим вмістом W.

Проведений аналіз літературних джерел узагальнює сучасні підходи до класифікації цементованих карбідів за особливостями мікроструктури та хімічного складу. Отримані результати можуть бути корисними для інженерів, дослідників і науковців, які працюють у галузі порошкової металургії та матеріалознавства, у тому числі при отриманні нераз'ємних зварних і паяних з'єднань.

Список літератури/References

1. Spriggs, G.E. (1995) A history of fine grained hardmetal. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, 13(5), 241–255. DOI: [https://doi.org/10.1016/0263-4368\(95\)92671-6](https://doi.org/10.1016/0263-4368(95)92671-6)
2. Upadhyaya, G.S. (2001) Materials science of cemented carbides – an overview. *Mater. and Design*, 22(6), 483–489. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(01\)00007-3](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(01)00007-3)
3. Ravotti, D.A.S., Correias, H.M., Luis, N.C. (2024) Last decade insights on cemented carbides: A review on alternative binders, new consolidation techniques and advanced characterization. *Eclética Química*, 49, e-1529. DOI: <https://doi.org/10.26850/1678-4618.eq.v49.2024.e1529>
4. Exner, H.E. (1979) Physical and chemical nature of cemented carbides. *Int. Mat. Rev.*, 24(1), 1149–1173. DOI: <https://doi.org/10.1179/imtr.1979.24.1.149>
5. Andren, H.-O. (2001) Microstructures of cemented carbides. *Mater. and Design*, 22(6), 491–498. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(01\)00006-1](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(01)00006-1)
6. Schubert, W.-D., Böhlke, W. (2010). Cemented carbides – A success story. *ITIA Newsletter*, June, 1–11. <http://hdl.handle.net/20.500.12708/168107>
7. Andren, H.-O., Rolander, U., Lindahl, P. (1993–1994) Phase composition in cemented carbides and cermets. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, 12, 107–113. DOI: [https://doi.org/10.1016/0263-4368\(93\)90059-0](https://doi.org/10.1016/0263-4368(93)90059-0)
8. Weibin Qiu, Ying Liu, Jinwen Ye et al. (2016) Effects of (Ti,Ta,Nb,W)(C,N) on the microstructure, mechanical properties and corrosion behaviors of WC-Co cemented carbides. *Ceramics Intern.*, 43(3), 2918–2926. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.09.124>
9. Wu, C.C., Chang, S.H., Tang, T.P., Peng, K.Y., Chang, W.C. (2016) Study on the properties of WC-10Co alloys adding Cr₃C₂ powder via various vacuum sintering temperatures. *J. Alloy. Comp.*, 686, 810–815. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.06.221>
10. Gao, Y., Luo, B.H., He, K. et al. (2017) Mechanical properties and microstructure of WC-Fe-Ni-Co cemented carbides prepared by vacuum sintering. *Vacuum*, 143, 271–282. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2017.06.028>
11. Bao, R., Yi, J. (2014) Densification and alloying of microwave sintering WC-8 wt. % Co composites. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, 43, 269–275. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jirmhm.2013.12.010>
12. Rumman, R., Chuan, L.C., Quinton, J.S., Ghomashchi, R. (2019) Understanding the potential of microwave sintering on WC-Co. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, 81, 7–14. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jirmhm.2019.02.007>
13. Lin, H., Sun, J., Li, C. et al. (2016) A facile route to synthesize WC-Co nanocomposite powders and properties of sintered bulk. *J. Alloy. Comp.*, 682, 531–536. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.03.285>
14. Yang, Q., Yang, J., Yang, H., Ni, G., Ruan, J. (2017) Synthesis of ultrafine WC-10Co composite powders with carbon boat added and densification by sinter-HIP. *Int. J. Ref. Met. Hard Mater.*, 62(B), 104–109. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jirmhm.2016.06.018>
15. Wei, C.B., Song, X.Y., Fu, J. et al. (2012) Microstructure and properties of ultrafine cemented carbides differences in spark plasma sintering and sinter-HIP. *Mater. Sci. Eng.: A.*, 552, 427–433. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.05.065>
16. Engel, U., Hübner, H. (1978) Strength improvement of cemented carbides by hot isostatic pressing (HIP). *J. Mater. Sci.*, 13, 2003–2012. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00552908>
17. Sivaprahasam, D., Chandrasekar, S.B., Sundaresan, R. (2007) Microstructure and mechanical properties of nanocrystalline WC-12Co consolidated by spark plasma sintering. *Int. J. Ref. Met. Hard Mater.*, 25(2), 144–152. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jirmhm.2006.03.008>
18. Rumman, M.R., Xie, Z., Hong, S.J., Ghomashchi, R. (2015) Effect of spark plasma sintering pressure on mechanical properties of WC-7.5 wt % Nano Co. *Mater. Des.*, 68, 221–227. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.12.023>
19. Espinoza, F.R.M., Galio, A.F., Schaeffer, L. (2003) Production of carbides cemented by mechanical alloying. *Mater. Sci. Forum*, 416–418, 134–137. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.416-418.134>
20. Tianbin Zhu, Jie Zhang, Di An et al. (2019) Oscillatory pressure sintering: A new method for preparing WC-Co cemented carbides. *J. of Alloys and Compounds*, 816, 152521. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.152521>
21. Uhlmann, E., Bergmann, A., Gridin, W. (2015) Investigation on additive manufacturing of tungsten carbide-cobalt by selective laser melting. *Proc. CIRP*, 35, 8–15. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.procir.2015.08.060>
22. Papy, K., Staerk, J.-M., Sova, A., Borbely, A. (2022) Additive manufacturing feasibility of WC-17Co cermet parts by laser powder bed fusion. *Proc. CIRP*, 111, 153–157. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.procir.2022.08.049>
23. Cai Chen, Boyun Huang, Zuming Liu et al. (2023) Additive manufacturing of WC-Co cemented carbides: Process, microstructure, and mechanical properties. *Additive Manuf.*, 63, 103410. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2023.103410>
24. García, J., Ciprés, V.C., Blomqvist, A., Kaplan, B. (2019) Cemented carbide microstructures: A review. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, 80, 40–68. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jirmhm.2018.12.004>
25. Wittmann, B., Schubert, W.-D., Lux, B. (2002) WC grain growth and grain growth inhibition in nickel and iron binder hardmetals. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, 20(1), 51–60. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0263-4368\(01\)00070-1](https://doi.org/10.1016/S0263-4368(01)00070-1)
26. Roulon, Z., Missiaen, J.M., Lay, S. (2020) Carbide grain growth in cemented carbides sintered with alternative binders. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, 86, 105088. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jirmhm.2019.105088>

MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF CEMENTED CARBIDES (Review)

B.V. Stefaniv, S.V. Maksymova

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

E-mail: stefanivbogdan61@gmail.com

Cemented carbides, also known as hard metals, cover a wide range of applications in many relevant industries, such as automotive and aerospace (as cutting tools for machining metal components), oil and mining (as components of drill bits or road cutters), or as wear dies (or dies), and elements of stamping tools. Cemented carbides and cermets are among the most widely used powder metallurgy products worldwide. The reason for this is their exceptional combination of hardness and toughness compared to other materials such as diamond or high-speed steel. By choosing the appropriate combination of solid phases, metal binder phase and processing parameters, a wide range of microstructures with different mechanical properties can be achieved. The review focuses on the analysis of microstructures of cemented carbides, both those already used in production and those that have attracted the attention of scientists due to new potential applications. 26 Ref., 6 Fig.

Keywords: cemented carbides, tungsten carbide, sintering, additive manufacturing, binding phase, wear resistance, microstructure, surfacing

ORCID

Б.В. Стефанів – <https://orcid.org/0000-0002-7159-8762>, С.В. Максимова – <https://orcid.org/0000-0003-0158-5760>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

Б.В. Стефанів

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: stefanivbogdan61@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

Б.В. Стефанів, С.В. Максимова (2026) Мікроструктура та властивості цементованих карбідів (Огляд). *Автоматичне зварювання*, **05**, 72–79. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.05.09>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 14.07.2026

Отримано у переглянутому вигляді 24.09.2026

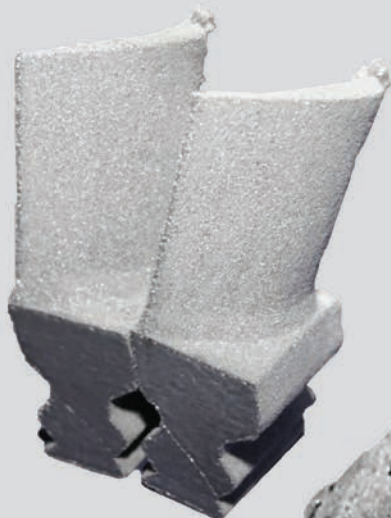
Підписано до друку 30.09.2026

Оприлюднено 20.10.2026

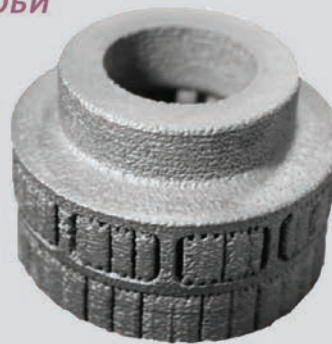
РОЗРОБЛЕНО В ІЕЗ

АДИТИВНІ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ МЕТАЛЕВИХ ВИРОБІВ МЕТОДОМ ПОШАРОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ

3D ВИРОБИ



Лопатка ГТД



Деталь ГТД



Краніальний імплантат



Деталь ГТД

ЕВОЛЮЦІЯ ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОГО ЗВАРЮВАННЯ. КОБОТИ АОТАІ ДРУГОГО ПОКОЛІННЯ ЗМІНЮЮТЬ ВИРОБНИЦТВО*

У статті розглядається перехід від традиційного роботизованого програмування до інтелектуальних систем, здатних самостійно розпізнавати зварні шви та планувати траєкторії. Особлива увага приділяється колаборативним роботам (коботам) АОТАІ другого покоління. Проаналізовано їхні ексклюзивні технологічні переваги, включаючи базову комплектацію джойстиком і передове програмне забезпечення, а також вплив цих інновацій на рентабельність, швидкість виробництва та захист здоров'я зварників.

Від сліпого повторення до усвідомленого зору. Історично склалося так, що зварювальні роботи сприймалися виключно як механізми для точного повторення заздалегідь заданих траєкторій. Оператор із пульта навчання змушений був вести робота від точки до точки, і лише після повного програмування шляху система могла розпочати роботу. Цей підхід чудово зарекомендував себе на лініях масового стандартизованого виробництва, однак в умовах дрібних серій, широкого асортименту та великих допусків на заготовки метод навчання забирав надто багато часу. Сьогодні індустрія переживає тиху революцію. Роботи перестають бути просто «машинами для відтворення»: завдяки лазерним датчикам, 3D-камерам і складним алгоритмам вони почали активно «бачити» заготовку, «розпізнавати» шов і самостійно «обчислювати» траєкторію руху.

Тріумф другого покоління: ідеальний кобот АОТАІ. Якщо промислові роботи цінуються за стабільність і потужність, то коботи створені бути легкими, швидкими та маневреними. Інтелектуальні коботи АОТАІ зазвичай об'єднують маніпулятор, джерело зварювального струму та контролер у єдиний мобільний візок, який можна швидко перемістити до потрібного робочого місця. Однак саме друге покоління коботів АОТАІ встановлює новий стандарт на ринку, пропонуючи рішення, недоступні в базових комплектаціях більшості конкурентів:

– *джойстик у базовій комплектації*; на відміну від інших виробників, що вимагають купівлі високоякісних опцій для ручного позиціонування, АОТАІ відразу оснащує свої коботи ергономічним джойстиком; це перетворює процес ручного доведення пальника на інтуїтивно зрозумілу дію, що не вимагає від зварника навичок ІТ-фахівця;

– *передове програмне забезпечення*: система управління забезпечує миттєвий відгук, оператору надається бездротовий планшет зі спеціально розробленим для зварювання інтерфейсом; налаштування траєкторій виконується шляхом перетягування, вибору точок і попереднього перегляду шляху, що позбавляє необхідності стояти біля ста-

ціонарного пульта;

– *потужний контролер*: центральний контролер кобота миттєво обробляє дані хмари точок, розпізнає шви та планує багатопрхідні й багатопрохідні траєкторії.

Ці переваги безпосередньо конвертуються у фінансову вигоду. Швидкість впровадження нового виробу у виробництво скорочується з кількох годин до хвилин. Мінімізація часу простою, різке зниження відсотка браку через похибки складання та відсутність необхідності наймати високооплачуваних програмістів-робототехніків забезпечують стрімке повернення інвестицій.

Технологія Teach-free – зварювання без CAD-креслень. Найбільшою проблемою гнучкого виробництва є програмування деталей, на які немає точних 3D-моделей. Технологія програмування без навчання (Teach-free) вирішує це завдання за допомогою 3D-моделювання. Кобот використовує ширококутну 3D-камеру, яка за допомогою лінійного сканування збирає дані у вигляді хмари точок із поверхні деталі. На основі цих даних система реконструює тривимірну модель заготовки. Це усуває необхідність завантаження попередньо підготовленого CAD-креслення. За одне сканування система не тільки створює модель, а й виконує первинне позиціонування деталі. Весь процес зводиться до чотирьох кроків: деталь поміщається на стіл; камера сканує її та створює модель; система планує траєкторію зварювання та підбирає параметри; починається зварювання з точним відстеженням дуги в реальному часі для корегування відхилень. Система успішно справляється з великими коробчастими конструкціями, енергетичним обладнанням, компонентами суден і деталями мостів.

Люди важливіші за машини: роботи не замінюють зварників. Головний страх автоматизації про втрату робочих місць на практиці виявився міфом. Суть впровадження коботів полягає не у звільненні зварників, а в компенсації гострої структурної нестачі кваліфікованих кадрів. Професія зварника вимагає тривалого навчання, і все менше молодих людей готові йти в цю сферу. Коботи АОТАІ позиціонуються як «зварювальні асистенти». Вони

*Стаття на правах реклами

беруть на себе рутинні, стандартизовані завдання з високою повторюваністю. Це безпосередньо захищає здоров'я людей. Роки роботи на передовій лінії зварювання руйнують організм: випромінювання дуги, токсичний дим, високі температури та шум значно скорочують ефективний термін роботи зварника. Передаючи монотонну роботу коботу другого покоління, досвідчений зварник відкладає пальник і бере в руки планшет. Він переходить на ціннішу та безпечнішу позицію: налаштування процесів, контроль якості та оптимізацію параметрів. Конкуренція на ринку зміщується від «фізичної витривалості» до «стабільності якості й точного управління процесами».

Коли роботи вчать «бачити» шов. Наступний етап інтелектуального зварювання. Зварюємо розумніше разом. У свідомості багатьох людей зварювальні роботи все ще застрягли на стадії «механічного повторення заданого шляху» – робітник тримає пульт навчання та веде робота точка за точкою вздовж траскторії, і тільки після того, як весь шлях буде задано, робот може почати працювати. Цей підхід усе ще добре працює на великосерійних стандартизованих виробничих лініях, але як тільки ви переходите до сценаріїв із невеликими партіями, великою кількістю варіантів виробів і значними допусками на вхідні матеріали, ефективність і адаптивність програмування «навчання-відтворення» швидко стикаються з проблемами. Протягом останніх кількох років у всій галузі відбувалися тихі зміни. Роботи більше не є просто «машинами для відтворення». За допомогою лазерних датчиків, 3D-камер та алгоритмів вони почали активно «бачити» заготовку, «розпізнавати» зварний шов і самостійно «обчислювати» шлях. Від промислових роботів до коботів, від стаціонарних виробничих ліній до гнучких комірок – автоматизація зварювання переходить від «навчання» до «самостійного пошуку шляху».

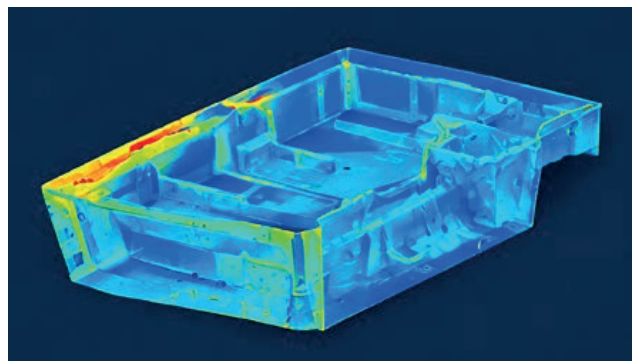
Промислові роботи: від «навчання-відтворення» до програмування без навчання. Базова логіка

традиційної системи промислового зварювального робота проста: рука робота, шафа управління, джерело зварювального струму, механізм подачі дроту, спеціальний зварювальний пальник і датчики зіткнення в поєднанні з периферійним обладнанням, таким як позиціонери і напрямні, разом утворюють повноцінну робочу станцію. Перевага такої системи полягає в її стабільності, високій точності та широкому діапазоні навантажень – від невеликих позиціонерів на 0,5 тонни до 50-тонних позиціонерів із передньою й задньою бабками, від фіксованих наземних напрямних до порталних напрямних, вона може охопити заготовки майже будь-якого розміру та форми. Але недоліки цієї системи такі ж очевидні: програмування складне, зміна продукту вимагає перенавчання робота з нуля, а коли вхідні деталі мають значні допуски на розміри або збирання, якість зварювання стає важко гарантувати. У результаті один за одним були запроваджені два технічні підходи: «параметричне програмування» та «програмування без навчання». Параметричне програмування, простіше кажучи, перетворює програму зварювання на те, що ви заповнюєте, як форму. Оператору потрібно лише ввести ключові розміри заготовки, такі як: товщина листа, довжина шва й кількість швів – і система автоматично згенерує відповідну програму зварювання робота без необхідності покрокового навчання. Цей підхід особливо добре підходить для виробів, структура яких є відносно фіксованою, але розміри яких часто змінюються, наприклад, бічні, задні панелі та панелі підлоги самоскидів. Звичайний робітник, знайомий з таблицею параметрів, може взяти на себе роботу з програмування, яка раніше вимагала кваліфікованого зварника, значно зменшуючи залежність від спеціалізованої людської праці. Програмування без навчання йде ще далі: воно спирається на візуальне сприйняття, тому робот може «сам зрозуміти», що і де потрібно зварювати.

Є два основні технічні підходи. Перший – програмування за допомогою CAD-моделі. Другий



3D-сканування – реконструкція хмари точок



Модель хмари точок

– зворотне 3D-моделювання – шлях, який має більшу перевагу в сценаріях, де спочатку немає CAD-моделі або вхідний матеріал має неправильну форму зі значними допусками на складання – і це також більш проривна частина технології без навчання. Спираючись на підхід, керований моделлю, він додає 3D-камеру з широким полем зору, яка збирає дані хмари точок із поверхні заготовки за допомогою лінійного сканування. На основі цих даних хмари точок система зворотно реконструює тривимірну модель заготовки, замість того, щоб покладатися на попередньо підготовлене CAD-креслення, як це робить підхід, керований моделлю. Що ще важливіше, одне сканування фактично виконує дві речі одночасно: воно генерує хмару точок і реконструює 3D-форму заготовки, одночасно завершуючи початкове позиціонування заготовки – немає потреби проходити окремий етап позиціонування після цього.

Автоматичне планування та виконання зварювання. Отримавши модель хмари точок, система використовує її для планування як шляху зварювання, так і шляху точного позиціонування, та автоматично підбирає відповідні параметри зварювального процесу. Коли починається фактичне зварювання, система спочатку виконує крок точного позиціонування, щоб додатково підтвердити точне розташування зварного шва, а під час зварювання відстеження дуги в реальному часі корегує відхилення, щоб забезпечити постійну якість шва. Весь процес можна звести до чотирьох кроків: компонент розміщується на робочому столі; ширококутна камера лінійного сканування завершує зворотне моделювання та початкове позиціонування; система планує шляхи зварювання й точного позиціонування та завершує підбір процесу; і нарешті, починається зварювання.

Від «побудови моделі» до «сканування та розуміння». Порівняно з підходом «спочатку побудуйте модель, потім зіставте її з реальністю», цей метод «спочатку відскануйте реальність, потім створіть модель» по суті переносить крок моделювання з етапу проєктування виробу на сам виробничий майданчик. Він особливо дружній до вхідних матеріалів без креслень, деталей неправильної форми та компонентів із великими допусками на складання: немає необхідності будувати модель заздалегідь – робот сканує деталь один раз і може «розпізнати», як вона виглядає, а потім автономно планує послідовність і шлях зварювання. Для багатьох переробних заводів, які стикаються зі складними формами вхідних матеріалів, але не мають повних креслень, це фактично усуває пере-



Адаптація до заготовок неправильної форми

думову «чи будувати повну CAD-модель для робота». Робот сам може завершити замкнений цикл від «бачення» до «розуміння» і до «виконання», що є саме тим, що відрізняє його від підходу, керованого суто моделлю, і виводить за його межі.

Технологія без навчання вирішує давні проблеми. Те, що дійсно вирішує технологія без навчання, – це давня суперечність у галузі: чим менша партія й більша різноманітність виробів, тим частіше потрібно корегувати програму, а часте корегування програми – це саме те, чого найбільше боїться автоматизація. Щойно робот може сам «прочитати креслення» і «розпізнати заготовку», етап програмування різко скорочується такою мірою, що завантаження заготовки, її сканування та зварювання можуть відбуватися в одному безперервному потоці. Конфігурація зовнішніх осей також забезпечує підтримку такого гнучкого виробництва. Будь то шестиосьова фіксована база, семиосьова наземна напрямна, семиосьова консоль або дев'ятиосьові консольні конфігурації у компонованнях YXZ або YZX, у парі з одно- або двоохсьовими позиціонерами, робочий радіус робота та ступені свободи положення можна узгодити з вимогами за потребою. Це дозволяє одній і тій самій логіці управління адаптуватися до компонентів, починаючи від великих діафрагм мостів і масляних баків трансформаторів і закінчуючи невеликими основами трубних решіток і деталями для з'єднання жолобів. У практичному застосуванні ця система без навчання вже застосовується в низці спеціалізованих областей: основи обладнання, опорні плити прогонів, консолі, переборки суден, куточки ніжок веж для сталевих веж, сталеві конструкційні компоненти для будівництва, коробчасті колони, гофровані плити та багато іншого. Більшість із цих заготовок мають спільну рису – вони схожі за формою, але відрізняються розмірами та деталями – саме тут технологія без

 Сталеві конструкції	 Енергетичне обладнання	 Атомна енергетика	 Компоненти суден	 Діафрагми мостів	 Масляні баки трансформаторів	 Гофровані плити	 Деталі для з'єднання жолобів
---	--	---	--	--	---	---	--

навчання може принести найбільшу користь.

Колаборативні роботи. Легкі та гнучкі рішення для зварювання. Якщо цінність промислових робіт полягає в тому, щоб бути «стабільними, точними та потужними», то роботи прагнуть бути «легкими, швидкими та спритними». Інтелектуальні системи колаборативних зварювальних робіт зазвичай використовують високоінтегрований дизайн, поєднуючи руку робота, джерело зварювального струму та контролер в єдину рухома базу у вигляді візка – компактну за розміром і з керованою вагою, щоб її можна було швидко розгорнути й гнучко переміщати на виробничій лінії або навіть підкотити прямо до тієї станції, де потрібне зварювання. Продукти цієї категорії зазвичай поділяються на кілька рівнів: моделі початкового рівня роблять акцент на простоті використання та економічній ефективності, вони підходять для дрібносерійних багатоваріантних сценаріїв, спрямованих на підвищення ефективності ручного зварювання, з базовим налаштуванням шляху за допомогою перетягування-навчання або простого кнопочового пульта; моделі середнього та високого класу зосереджені на роботі без навчання та високій ефективності, орієнтовані на стандартизоване великосерійне виробництво та підтримують гнучкий вибір брендів роботів, а також периферійне обладнання «підключи та працюй».

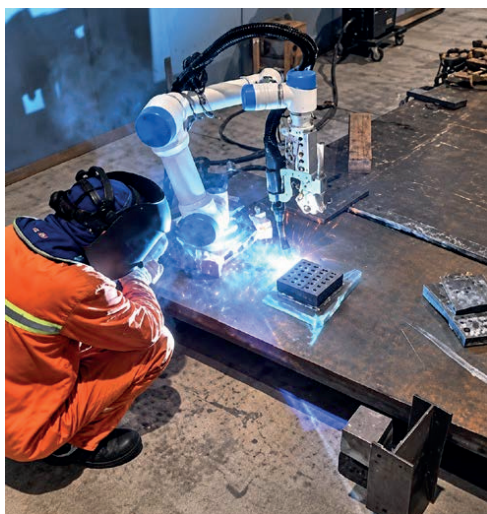
Основним «мозком» системи колаборативної робота є високопродуктивний зварювальний

контролер, який відповідає за обробку даних хмари точок, розпізнавання зварного шва, планування багатопрхідної/багатошарової траєкторії та положення, а також за комунікацію та координацію в реальному часі між роботом, зварювальним апаратом і датчиками. На стороні оператора надається бездротовий планшет з інтерфейсом, розробленим спеціально для зварювальних сценаріїв – робочий процес настільки зрозумілий, що навіть новачок зможе швидко його опанувати. Шляхи зварювання, положення заготовки та системи координат можуть інтуїтивно відображатися на екрані, а навчання здійснюється шляхом перетягування, вибору точок і попереднього перегляду шляху, звільняючи процес від залежності від стаціонарної консолі управління. Це дозволяє здійснювати як точне навчання зблизька, так і віддалений моніторинг стану виробництва.

Що стосується сприйняття, колаборативні роботи також пропонують дві конфігурації датчиків – лінійні лазерні датчики та 3D-камери, які можна гнучко обирати залежно від складності зварного шва та ступеня допуску на складання. Лінійні лазерні датчики відмінно підходять для точного відстеження зварного шва, здатні фіксувати відхилення зазору всього в кілька десятків часток міліметра; 3D-камери краще підходять для складних зварних швів і сценаріїв з більшими допусками на складання, глибоко інтегруючи планування траєкторії з керуванням у реальному часі.



Легкі та компактні • Гнучке розгортання • Прості у використанні • Економічно ефективні



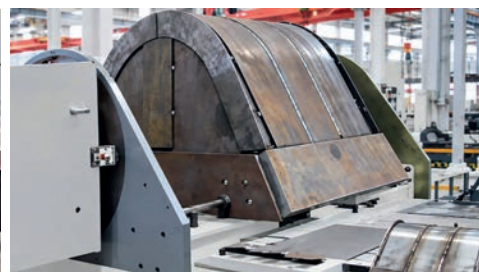
Дивлячись на сценарії, які вже розгорнуто, колаборативні роботи продемонстрували стабільну роботу з великими коробчастими конструкціями, енергетичним обладнанням, обладнанням для атомної енергетики, компонентами суден і металургійним обладнанням. Вони здатні виконувати плоске кутове зварювання, зварювання знизу-вгору, плоске стикове зварювання, горизонтальне стикове зварювання, вертикальне кутове зварювання, багат шарове/багатопрорізне зварювання, зварювання в стельовому положенні та інші процеси. Деякі застосування були затверджені відповідно до вимог атомної промисловості та стандартів, пов'язаних із ASME. Для спеціальних матеріалів, таких як: нержавка сталь, високоміцна сталь, металопокрошковий дріт та порошковий дріт, система також накопичила відповідну базу даних зварювального досвіду.

Від самоскидів до веж вітрогенераторів. Цінність систем зварювальних роботів, зрештою, має бути доведена в конкретних галузях. Судячи з поточних застосувань, охоплення вже є досить широким і сягає майже кожного куточка виробництва, пов'язаного зі зварюванням конструкційних компонентів із середніх і товстих листів. У секторі спеціалізованих транспортних засобів зварювання передньої, бічної, задньої панелей та панелей підлоги самоскидів є типовим сценарієм. Системи параметричного програмування ефективно вирішили давню проблему галузі – «дрібні партії, багато варіантів, складне програмування». Допу-

стиме відхилення може досягати більше 20 мм, а деформація після зварювання може переходити безпосередньо на стадію складання без додаткового калібрування. З економічної точки зору, інвестиції в обладнання зазвичай можуть окупитися приблизно за три роки, залежно від умов застосування. Тим часом, лінія з виробництва шасі для автобетонозмішувачів координує кілька станцій – попередню обробку сировини, ручне складання, зварювання, а також зварювання з перевертанням і ремонтне зварювання – щоб побудувати комплексну гнучку лінію, що дозволяє безперервне виробництво від сировини до готової продукції.

У будівельній техніці стріли та рукояті екскаваторів є типовим випадком великих, складних вигнутих зварних швів, що вимагають пошуку шва під високим тиском у поєднанні з відстеженням дуги, щоб знизити вимоги до точності різання та припасування, поряд з багат шаровим/багатопрорізним зварюванням, базою даних експертних параметрів та функціями моніторингу аномалій. Процес зварювання стріли для колісних навантажувачів спирається на експертну базу даних специфікацій зварювання для автоматичного регулювання параметрів зварювання для швів із більшими зазорами, що забезпечує стабільний такт виробництва й робить планування виробництва більш передбачуваним.

У секторі сталевих конструкцій такі компоненти як: коробчасті колони, колони з круглих труб, Н-по-





дібні балки, хрестоподібні колони та двотаврові балки, представлені в багатьох різновидах і формах, із позиціями та кутами зварювання, що відрізняються від деталі до деталі, що робить це саме тим головним полем битви, де програмування без навчання та параметричне програмування доводять свою цінність. Традиційному ручному зварюванню важко збалансувати ефективність і стабільність при роботі з такими різноманітними, нестандартизованими компонентами, тоді як роботизовані системи, з їхніми гнучкими конфігураціями зовнішніх осей та можливостями сприйняття, можуть адаптуватися до цієї різноманітності набагато ефективніше.

Крім цього, зварювальна освіта та навчання, великі коробчасті конструкції, енергетичне обладнання, обладнання для атомної енергетики, компоненти суден, металургійне обладнання, діафрагми мостів, масляні баки трансформаторів, гофровані плити та деталі для з'єднання жолобів – усе це є сценаріями, де колаборативні роботи та промислові роботи можуть працювати пліч-о-пліч. Більшість із цих сценаріїв мають спільну рису: великі розміри заготовок; складну геометрію зварного шва; розміри партій, які не є особливо великими, але мають жорсткі вимоги до якості – саме ті умови, за яких програмування без навчання та параметричне програмування демонструють свою найбільшу цінність.

Піклування про зварників. Роботи тут не для того, щоб замінити зварників. Говорячи про автоматизацію зварювання, легко впасти в оману – приходять роботи, тож зварники скоро втратять роботу? Але якщо подивитися на те, як це відбувається насправді, практичне застосування показує іншу тенденцію: головною проблемою, яку вирішує такого роду система, ніколи не було «замінити всіх зварників роботами», а скоріше «використати роботів, щоб компенсувати структурну нестачу кваліфікованих зварників». Професія зварника вже давно стикається з незручною реальністю: потрібно багато часу та високий поріг, щоб підготувати

когось, хто дійсно зможе самостійно справлятися з роботою, тоді як все менше й менше молодих людей бажають йти в цю сферу. Найняти працівників важко, а утримати їх ще важче – це головний біль, спільний майже для кожного виробничого цеху. Чого дійсно досягають технології програмування без навчання та параметричного програмування, так це того, що звичайний працівник може керувати роботом для виконання завдань із програмування та завантаження матеріалів, які раніше вимагали професійного зварника, звільняючи дефіцитних кваліфікованих зварників від повторюваної, виснажливої фронтальної зварювальної роботи. Колаборативні роботи зовсім не йдуть шляхом «заміни зварників» – натомість вони позиціонують себе як «помічника зварника». Їх виводять на лінію, щоб вони перебрали на себе стандартизовані, сильно повторювані зварювальні завдання від зварників, дозволяючи зварникам відійти від тримання пальника й терпіння світіння дуги та диму, і натомість перейти до ціннішої роботи: тонкого налаштування параметрів зварювального процесу, оптимізації схем зварювання для різних матеріалів і структур, а також перетворення десятиліть накопиченого відчуття й судження в досвід і стандарти, які можна використовувати багаторазово.

Тут є ще практичніше питання – охорона праці. Стояння на передовій лінії зварювання роками бере своє від організму – світіння дуги, дим, високі температури та шум скорочують ефективний





термін роботи зварника. Після того, як колаборативні та промислові роботи беруть на себе цю повторювану, високоінтенсивну зварювальну роботу з високим ступенем впливу шкідливих факторів, кваліфіковані зварники можуть перейти до менш фізично важких ролей, таких як розробка процесу, контроль якості та пусконаладження обладнання, подовжуючи свою кар'єру при одночасному зниженні частоти професійних захворювань. З цього кута зору те, що зварювальні роботи насправді стимулюють – це зсув для всієї зварювальної галузі від конкуренції у «фізичній витривалості та практичному досвіді» до конкуренції у «точному контролі процесу та стабільності якості». Роботи виконують стабільне, повторюване, високоінтенсивне виконання, тоді як люди беруть на себе судження, оптимізацію та інновації. Чим чіткішим стає цей розподіл праці, тим надійнішим є результат і тим вищим є загальний технічний рівень у галузях застосування – будь то спеціалізовані транспортні засоби, будівельна техніка, будівництво або сталеві конструкції.

Висновки. Робототехніка надає зварюванню ефективніше і безпечніше майбутнє. Від навчан-

ня-відтворення до програмування без навчання, від стаціонарних виробничих ліній до гнучких комірок, від промислових роботів до колаборативних роботів – розвиток автоматизації зварювання в останні роки був зосереджений на зниженні «бар'єру для використання» при одночасному підвищенні «адаптивності». Роботи більше не вимагають, щоб кожна заготовка була ідеально однаковою, так само як і не вимагають, щоб оператор був зварником-ветераном – вони почали активно адаптуватися до допусків, різноманітності та невизначеності реального виробництва. За цим стоїть як прогрес у датчиках та алгоритмах, так і нове розуміння професії зварника: роботи не для того, щоб забрати чийсь роботу – вони тут, щоб звільнити людей від фізично найважчих, найбільш повторюваних частин роботи, щоб можна було зберегти досвід і продовжити кар'єру. Коли як «розуміння зварного шва», так і «стабільне зварювання» можна передати роботом, сценарії з невеликими партіями, великою різноманітністю та проблемами з персоналом, які довгий час були головним боєм для виробництва, можуть нарешті знайти свою власну відповідь.

За матеріалами ТОВ «ВТЦ»

УКРАЇНСЬКА НАУКА НА СВІТОВІЙ АРЕНІ ЗВАРЮВАННЯ. ПІДСУМКИ РОБОТИ 79-ї ЩОРІЧНОЇ АСАМБЛЕЇ МІЖНАРОДНОГО ІНСТИТУТУ ЗВАРЮВАННЯ

Щорічна Асамблея Міжнародного інституту зварювання (International Institute of Welding, IIW) є одним із найавторитетніших світових науково-технічних форумів у галузі зварювання та споріднених технологій, матеріалознавства й адитивного виробництва. Уже понад сім десятиліть цей захід об'єднує провідних учених, інженерів, представників промисловості, професійних асоціацій та освітніх установ для обговорення сучасних досягнень науки, визначення перспектив розвитку галузі, координації діяльності міжнародних технічних комісій і розвитку професійного співробітництва. У 2026 р. черговим місцем зустрічі світової зварювальної спільноти став австрійський Зальцбург. 79-та щорічна Асамблея IIW і Міжнародна конференція зі зварювання та з'єднання відбулися 12–17 липня 2026 р. на базі Salzburg Congress. Захід зібрав близько 1000 учасників із 51 країни світу, серед яких були представники академічної науки, університетів, науково-дослідних установ, промисловості, національних зварювальних товариств, органів сертифікації та державних організацій. Масштаб Асамблеї ще раз підтвердив особливу роль IIW як глобальної платформи, де наукові ідеї безпосередньо перетинаються з промисловими потребами, міжнародними стандартами, професійною освітою та практикою застосування нових технологій.

Зальцбург – центр світової зварювальної науки. Програма 79-ї Асамблеї була надзвичайно насиченою. Протягом шести днів відбувалися засідання Генеральної Асамблеї IIW, керівних органів, технічних комісій та робочих груп, професійні дискусії, спеціалізовані заходи, міжнародна конференція, зустрічі молодих фахівців, виставкова програма та численні заходи для міжнародного професійного спілкування.

За своєю суттю Асамблея IIW є значно більшою, ніж традиційна наукова конференція. Значна частина її роботи відбувається у технічних комісіях і робочих групах. Загалом працювало до 19 паралельних сесій, що дозволило одночасно охопити широкий спектр наукових і технологічних напрямів. Саме тут фахівці з різних країн обговорюють результати досліджень, порівнюють наукові підходи, аналізують нові технології, формують міжнародні рекомендації та визначають напрями подальшої роботи. Тому участь у такому заході для науковця – це не лише можливість представити власну доповідь. Це – можливість безпосередньо впливати на міжнародний професійний діалог, отримувати експертну оцінку власних результатів, знаходити партнерів для майбутніх досліджень і розуміти, у якому напрямі розвивається світова технологічна думка.



Урочисте відкриття 79-ї щорічної Асамблеї та Міжнародної конференції IIW

79-та Асамблея вкотре продемонструвала, що сучасне зварювання вже давно вийшло за межі традиційного уявлення про технологію з'єднання металевих виробів. Сьогодні це – складна міждисциплінарна галузь, що поєднує фізику та хімію матеріалів, механіку, цифрове моделювання, робототехніку, штучний інтелект, адитивне виробництво, неруйнівний контроль, управління якістю та сучасні системи професійної підготовки.

Особливу увагу в межах Асамблеї було приділено розвитку цифрових технологій, автоматизації, новим матеріалам, адитивному виробництву та інтеграції інтелектуальних методів у виробничі процеси. Саме ці напрями дедалі більше визначають майбутнє зварювальної галузі.

Міжнародна конференція: адитивне виробництво як технологія майбутнього. Окремою складовою 79-ї Асамблеї стала Міжнародна конференція ІІW, яка відбулася 17 липня та була присвячена темі «Metal Additive Manufacturing: Materials, Processes and Component Performance» – «Металеве адитивне виробництво: матеріали, процеси та експлуатаційні характеристики компонентів». На конференції було представлено 87 технічних доповідей, у яких провідні фахівці оприлюднили результати новітніх досліджень у сфері адитивного виробництва металів. Вибір тематики конференції є показовим.

Українська наукова школа зварювання у міжнародному науковому просторі. Для України участь у роботі ІІW має особливе значення. Попри складні умови, спричинені повномасштабною військовою агресією російської федерації, українські науковці продовжують брати активну участь у міжнародному науковому співробітництві, представляючи результати фундаментальних і прикладних досліджень, що виконуються в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України (ІЕЗ).

Делегацію ІЕЗ на 79-й щорічній Асамблеї представляли учений секретар Інституту, к.т.н. Ілля Клочков, чл.-кор. НАН України Максим Юрженко, к.т.н. Сергій Шваб, Роман Селін та Святослав Мотруніч. Фахівці ІЕЗ взяли участь у роботі Генеральної Асамблеї, засіданнях технічних комісій, міжнародній конференції, професійних дискусіях і робочих зустрічах із представниками провідних наукових установ і професійних організацій світу.

Робота технічних комісій та представлення результатів наукових досліджень. Основний зміст роботи щорічної асамблеї ІІW традиційно зосереджується в діяльності технічних комісій. Вони об'єднують провідних учених і фахівців за окремими напрямами розвитку зварювання, споріднених технологій, матеріалознавства, контролю якості



Члени делегації ІЕЗ під час урочистого відкриття, зліва направо: Максим Юрженко, Сергій Шваб, Ілля Клочков

та інженерії конструкцій. Саме в межах цих комісій відбувається міжнародний обмін результатами досліджень, аналіз сучасних тенденцій розвитку технологій, формування рекомендацій щодо стандартизації та визначення перспективних напрямів подальших досліджень. Представники ІЕЗ взяли активну участь у роботі технічних комісій, представивши результати досліджень, що охоплюють сучасні напрями розвитку матеріалознавства, адитивних технологій, інженерії поверхні, забезпечення довговічності конструкцій та застосування цифрових методів моделювання технологічних процесів.

Доповідь Святослава Мотруніча та Іллі Клочкова була присвячена оцінюванню втомної довговічності зразків із титанового сплаву Ti-6Al-4V, виготовлених методом електронно-променевого плавлення. Отримані результати можуть бути важливими для проектування відповідальних конструкцій авіаційного, космічного та медичного призначення.

Чл.-кор. НАН України Максим Юрженко представив результати досліджень, спрямованих на створення нових кріогенних матеріалів для адитивного виготовлення біомедичних конструкцій. Ця тематика демонструє характерну для сучасної науки тенденцію до об'єднання різних дисциплін – матеріалознавства, адитивних технологій та біомедичної інженерії.

Ще одним із представлених українською стороною напрямів стали дослідження Сергія Шваба, присвячені розробленню технології формування корозійно- та жаростійких титанових покриттів методом TIG-наплавлення із застосуванням порошкових дротів, наповнених синтезованими карбідними композиціями.

Особливу увагу учасників привернула доповідь Романа Селіна, присвячена застосуванню методів штучного інтелекту для моделювання процесів

зварювання титанових сплавів. Цей напрям є одним із найдинамічніших у сучасному цифровому виробництві.

Таким чином, представлені українською делегацією дослідження фактично охопили кілька ключових технологічних трендів, які визначають розвиток сучасної зварювальної науки: нові матеріали, функціональні покриття, адитивне виробництво, оцінювання надійності та довговічності, цифрове моделювання та штучний інтелект. Це свідчить про те, що українська школа зварювання не обмежується традиційними технологічними напрямками, а й активно працює на перетині класичної зварювальної науки з новітніми цифровими та матеріалознавчими підходами.

Однією з найважливіших особливостей Асамблеї ПВ є те, що наукове спілкування не завершується після доповіді. Кожна презентація стає відправною точкою для професійної дискусії. Питання та коментарі фахівців із різних країн дозволяють отримати незалежну експертну оцінку результатів, побачити перспективи їхнього практичного використання та визначити напрями подальших досліджень. Саме в такому середовищі виникають нові міжнародні наукові контакти, формуються спільні дослідницькі ініціативи та закладається основа майбутніх міжнародних проєктів.

Для українських учених ця складова участі є особливо важливою. В умовах воєнного часу міжнародна наукова комунікація стає не лише засобом обміну знаннями, а й одним із механізмів збереження наукового потенціалу країни та підтримання її присутності у світовому науковому просторі. Представлені на Асамблеї результати продемонстрували, що українські наукові колективи продовжують працювати над актуальними фундаментальними та прикладними проблемами, а отримані результати відповідають сучасному рівню світової науки.

Приз імені Євгена Патона – символ міжнародного визнання української наукової школи. Однією з найбільш знакових подій 79-ї щорічної Асамблеї стала урочиста церемонія вручення міжнародних нагород ПВ. Особливе місце серед них традиційно посідає Приз імені Євгена Патона (Evgeny Paton Award) – нагорода, пов'язана з ім'ям видатного українського вченого, академіка Євгена Оскаровича Патона, засновника Інституту електрозварювання та одного з основоположників сучасної науки про зварювання.

Присудження цієї нагороди є важливим не лише як визнання конкретних науковців. Вона символізує міжнародне продовження наукової традиції, започаткованої Євгеном Патоном, та нагадує про

вагомий внесок української школи у формування сучасної науки про зварювання. У 2026 р. лауреатами Evgeny Paton Award стали професор Патрісіо Мендес (Університет Альберти, Канада), директор Canadian Centre for Welding and Joining, та професор Юнбін Лі (Шанхайський університет Цзяо Тун, Китай), директор Shanghai Key Laboratory of Digital Manufacturing for Thin-Walled Structures. Професор Патрісіо Мендес відомий дослідженнями у сфері фізики процесів зварювання, лазерних технологій, математичного моделювання та адитивного виробництва. Професор Юнбін Лі працює у сфері сучасних процесів зварювання та з'єднання, цифрового виробництва, роботизованих технологій та інтелектуальних виробничих систем.

Від імені ІЕЗ Приз імені Євгена Патона лауреатам урочисто вручив учений секретар Інституту Ілля Клочков.

Цей момент став одним із найбільш символічних для української делегації. Ім'я Євгена Патона продовжує бути частиною міжнародного наукового простору, а заснована на його честь нагорода щороку відзначає дослідників, які роблять вагомий внесок у розвиток світової зварювальної науки.

Від Зальцбурга – до нових міжнародних партнерств. Ще одним важливим результатом участі української делегації стали численні робочі зустрічі та професійні консультації з представниками міжнародних наукових і професійних організацій.

Особливе значення мала зустріч Іллі Клочкова, Максима Юрженка та Сергія Шваба з представниками American Welding Society (AWS) – однієї з провідних професійних організацій США у сфері зварювання та споріднених технологій. Під час зустрічі українська сторона представила основні напрями наукової діяльності Інституту, сучасні дослідження у сфері електронно-променевих, дугових та адитивних технологій, а також роботи, пов'язані із застосуванням цифрового моделювання та штучного інтелекту у зварювальному вироб-



Доповідь Святослава Мотруніча під час засідання технічної комісії ПВ

ництві. Представники AWS, у свою чергу, представили сучасні програми професійної підготовки та сертифікації персоналу, діяльності технічних комітетів, міжнародних конференцій та науково-видавничі проєкти Товариства. Сторони обговорили перспективи подальшого розвитку співпраці, участі українських фахівців у міжнародних заходах і можливості реалізації спільних науково-технічних ініціатив. Такі контакти мають стратегічне значення, оскільки дозволяють переходити від одноразової участі у міжнародному заході до формування довгострокових партнерств.

Асамблея як простір для формування майбутнього галузі. Особливої уваги заслуговує сама атмосфера 79-ї Асамблеї. ІІВ поєднує у межах одного заходу кілька рівнів професійної взаємодії. Тут зустрічаються вчені, які працюють над фундаментальними проблемами фізики матеріалів і процесів зварювання; інженери, які шукають рішення для конкретних виробничих завдань; представники промисловості, зацікавлені у впровадженні нових технологій, а також молоді науковці та студенти, які лише формують свою професійну траєкторію. Офіційна статистика 79-ї Асамблеї показує, що серед учасників було 504 професори, доктори, інженери та представники промисловості, а також 293 молоді професіонали та студенти. Ще 66 учасників були зареєстровані безпосередньо на Міжнародну конференцію. Така структура є важливою для розвитку науки. Досвідчені фахівці передають знання молодому поколінню, представники науки отримують інформацію про практичні потреби промисловості, а підприємства отри-

мують доступ до нових наукових розробок. Тому ІІВ фактично виконує функцію глобального комунікаційного майданчика, на якому формуються не лише наукові дискусії сьогодення, а й технологічні пріоритети наступних років.

Нова сторінка в історії ІІВ. 79-та Асамблея стала важливою подією й для самого ІІВ. Це була перша щорічна Асамблея, повністю спланована, організована та проведена безпосередньо ІІВ, за підтримки Австрійського організаційного комітету та Aristea International як професійного організатора конгресу. Водночас відбулася зміна керівництва організації. Президентство ІІВ перейшло до доктора Штефана Егерланда, який очолюватиме Інститут у 2026–2029 рр. Перед новим керівництвом стоять завдання подальшого розвитку міжнародної співпраці, підтримки інновацій, зміцнення професійної освіти та глобального поширення сучасних технологій зварювання і з'єднання. Для України важливо, що ІІВ залишається відкритою міжнародною платформою, у межах якої українські науковці можуть брати участь у професійному діалозі на рівних із колегами з провідних наукових центрів світу.

Зварювання – це не лише технологія, а й мистецтво. Характерною особливістю 79-ї Асамблеї стала також цифрова мистецька колекція ІІВ Welded Art Photographic Exhibition – «Shaping the Future» («Формуючи майбутнє»). Ініціатива Welded Art, започаткована у 2019 р., демонструє, що зварювання може бути не лише промисловою технологією, а й елементом творчості та культури.

Українська присутність як внесок у майбутнє світової науки. Участь ІЕЗ у 79-й щоріч-



Урочиста церемонія вручення Призу імені Євгена Патона лауреатам 2026 р.





Зустріч фахівців ІЕЗ із представниками American Welding Society

ній Асамблеї ІПВ підтвердила, що українська зварювальна наука залишається активною частиною світового науково-технологічного простору. Представлені дослідження охопили широкий спектр актуальних проблем – від створення нових функціональних матеріалів і покриттів до адитивного виробництва, оцінювання втомної довговічності титанових сплавів і використання штучного інтелекту для моделювання зварювальних процесів. Важливо, що ці напрями повністю відповідають тим тенденціям, які сьогодні визначають розвиток світової зварювальної науки. Саме тому участь українських учених у міжнародних заходах такого рівня має значення, що виходить далеко за межі окремої конференції. Це – можливість демонструвати результати українських досліджень, підтримувати наукові контакти, знаходити міжнародних партнерів, відкривати нові можливості для спільних проєктів і водночас зберігати та розвивати традиції української школи зварювання. Особливо важливо це в умовах воєнного часу. Продовження міжнародної наукової діяльності є свідченням стійкості української науки та її здатності не лише зберігати накопичений потенціал, а й створювати нові наукові результати.

Підсумовуючи результати 79-ї щорічної Асамблеї, можна констатувати, що участь української делегації була змістовною та результативною. Вона охопила представлення нових наукових розробок, активну роботу в технічних комісіях, участь у міжнародних дискусіях, розвиток професійних контактів, проведення двосторонніх зустрічей та

обговорення перспектив подальшого міжнародного співробітництва. Окремим символом міжнародного визнання української наукової школи залишається Приз імені Євгена Патона, вручення якого в Зальцбурзі вкотре продемонструвало продовження наукової традиції, започаткованої видатним українським ученим. Водночас нові контакти, зокрема з American Welding Society та іншими міжнародними організаціями, створюють основу для переходу від представлення результатів до реалізації спільних науково-технічних ініціатив.

Наступною важливою подією для світової зварювальної спільноти стане 80-та щорічна Асамблея ІПВ та Міжнародна конференція зі зварювання та з'єднання, яка відбудеться 18–23 липня 2027 р. в конференц-центрі Організації Об'єднаних Націй у Бангкоку, Таїланд.

Для української науки участь у таких заходах – це не лише можливість бути присутньою серед провідних світових наукових центрів. Це – можливість формувати майбутнє галузі разом із міжнародною спільнотою, представляти власні технологічні рішення, розвивати нові партнерства та продовжувати традицію, започатковану Євгеном Патonom.

79-та Асамблея в Зальцбурзі стала ще одним підтвердженням того, що українська наукова школа зварювання, попри надзвичайно складні обставини, залишається невід'ємною частиною світової наукової спільноти – зі своїми традиціями, сучасними дослідженнями, новими ідеями та баченням технологій майбутнього.

Ілля Ключков

СПІВПРАЦЯ ІЕЗ З КОМПАНІЄЮ «MELTIO» У СФЕРІ ЛАЗЕРНОГО АДИТИВНОГО ВИРОБНИЦТВА

З 13 липня по 3 серпня 2026 р. науковці Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України (ІЕЗ) відвідали компанію MELTIO (Іспанія) з метою опанування сучасної технології LMD (Laser Metal Deposition) – лазерного 3D-друку металу. Ця технологія є одним із найсучасніших напрямів адитивного виробництва, що поєднує лазер і металевий дріт для виготовлення та відновлення металевих деталей. Протягом навчання науковці з інженерами компанії MELTIO опановували програмування роботизованих комплексів, налаштування обладнання, відпрацювання технологічних режимів і виконували практичний 3D-друк металевих виробів.

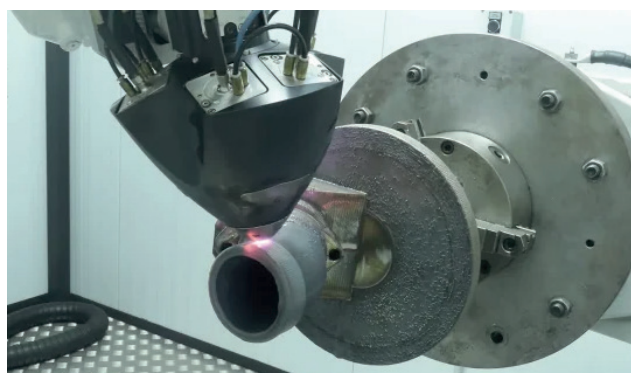
Слід зазначити, що дана компанія здійснила революцію на ринку металевого 3D-друку. Заснова-

на лише у 2019 р. у м. Лінарес (Іспанія), вона розробляє унікальні промислові системи адитивного виробництва, що використовуються в аерокосмічній, оборонній, автомобільній та нафтогазовій галузях по всьому світу. Головна відмінність компанії MELTIO від більшості конкурентів полягає у використанні власної запатентованої технології, що поєднує застосування звичайного зварювального дроту та потужної системи коаксіальних лазерів. В останніх моделях компанія впровадила інноваційні блакитні лазери (довжина хвилі 450 нм), які значно краще поглинаються металом і підвищують енергоефективність процесу.

За період перебування працівники ІЕЗ мали змогу детально ознайомитись із продуктовою лінійкою компанії, яка складається з Meltio M600 – флагманського промислового 3D-принтера, створеного для безперервного виробництва деталей 24/7. Він оснащений повністю інертною камерою та має велику зону друку (300×400×600 мм); Meltio Engine CNC Integration – унікального модуля, який дозволяє перетворити будь-який традиційний фрезерний або токарний ЧПУ-верстат на гібридну систему (виріб спочатку наплавляється 3D-друком, а потім одразу обробляється фрезою). Особливу увагу співробітників ІЕЗ привернули новітні розробки компанії – Meltio Engine Robot Integration та Robot Cell – роботизовані комплекси, де друкуюча головка монтується на руку промислового робота, що дозволяє створювати або ремонтувати металеві деталі практично необмеженого розміру та складної геометрії. Науковцям було продемонстровано вироби, виготовлені із застосуванням даного обладнання, де в якості присадного дроту використовували дроти зі сталі марки ER 70-S; нержавіжних сталей 308L, 316 LSi; мідних сплавів CuNiAl, CuCrZr; нікелевих сплавів 718, 625 і титану марки Ti-6Al-4V.

Підсумовуючи результати робочої поїздки, слід відзначити інтерес споживачів із різних кутків світу до обладнання й технологій компанії MELTIO. За період перебування науковців на території компанії її також відвідали представники з США, Малайзії та В'єтнаму. Завдяки своїй широкій функціональності, високій якості та надійності продукція компанії MELTIO продовжує з успіхом завойовувати міжнародні ринки, знаходячи споживачів із різних країн світу.

к.т.н Тарас Майданчук



Процес виготовлення корозійностійкого трубного коліна

