

# З А В Т О М А Т И Ч Н Е 7 2022 З В А Р Ю В А Н Н Я

## Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

## Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

### ЗМІСТ

#### МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ

Лобанов Л.М., Пащин М.О., Миходуй О.Л., Гринюк А.А., Ілляшенко Є.В., Гончаров П.В., Савицький В.В., Сидоренко Ю.М., Устименко П.Р. Розрахункова оцінка напружено-деформованих станів зварних з'єднань із алюмінієвого сплаву АМг61 під дією електродинамічної обробки металу шва в процесі зварювання плавленням.....3

#### МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Гак І.С., Задерій Б.О., Звягінцева Г.В., Гончарова І.В., Купрін В.В., Чуєнова С.І. Структура і властивості зварних з'єднань інтерметаліду  $Ni_3Al$ .....9

Ниркова Л.І., Осадчук С.О., Коваленко С.Ю., Гончаренко Л.В., Клименко А.В. Корозійно-механічна тривкість зварних з'єднань сплаву АМг5М, отриманих у різних просторових положеннях стиків.....16

#### ЗВАРЮВАННЯ В ТВЕРДІЙ ФАЗІ

Петрушинець Л.В., Фальченко Ю.В., Новомлинець О.О., Федорчук В.Є. Застосування шаруватого композиційного матеріалу на основі сплавів алюмінію та титану для отримання зварних тришарових стільникових панелей.....26

#### МЕТАЛУРГІЯ І ТЕХНОЛОГІЯ ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ І НАПЛАВЛЕННЯ

Майданчук Т.Б., Ілюшенко В.М., Бондаренко А.М., Степченко Д.М. Ефективність комбінованого газошлакового захисту при MIG наплавленні мідних сплавів на сталь.....32

Бойко І.О., Пашинський В.В., Пашинська О.Г., Паровішник М.М. Наплавлення пресового інструмента для обробки кольорових металів самозахисним порошковим дротом ПП-50Х6В2ГСМФА.....37

#### ЗАХИСНІ ПОКРИТТЯ

Борисов Ю.С., Борисова А.Л., Вігілянська Н.В., Грищенко О.П., Іпатова З.Г., Янцевиц К.В., Васильківська М.А. Корозійна тривкість плазмових покриттів, отриманих з композиційних порошоків на основі  $TiAl$  з додаванням неметалевих тугоплавких сполук.....42

#### ЗВАРЮВАЛЬНЕ ОБЛАДНАННЯ

Кусков Ю.М., Проскудін В.М., Жданов В.А., Окопник Л.Л. Струмопідвідний кристалізатор в електрошлакових технологіях.....49

#### ІНФОРМАЦІЯ

Проблеми технічної діагностики та підходи до їх вирішення.....53  
Підготовка фахівців з контактної зварювання залізничних рейок.....60  
Календар липня.....61

### CONTENT

#### PROCESS MODELING

Lobanov L.M., Pashchyn M.O., Mikhoduj O.L., Hryniuk A.A., Ilyashenko E.V., Goncharov P.V., Savytsky V.V., Sydorenko Yu.M., Ustymenko P.R. Calculation evaluation of stress-strained states of welded joints of aluminium AMg61 alloy under the action of electrodynamic treatment of weld metal in the process of fusion welding.....3

#### MATERIALS SCIENCE

Gakh I.S., Zaderiy B.O., Zvyagintseva G.V., Honcharova I.V., Kuprin V.V., Chugunov S.I. Structure and properties of welded joints of  $Ni_3Al$  intermetallic.....9

Nyrkova L.I., Osadchuk S.O., Kovalenko S.Yu., Goncharenko L.V., Klymenko A.V. Corrosion-mechanical resistance of welded joints of AMg5M alloy produced in different spatial positions of butts.....16

#### WELDING IN THE SOLID PHASE

Petrushinets L.V., Falchenko Yu.V., Novomlynets O.O., Fedorchuk V.E. Application of a layered composite material based on aluminium and titanium alloys to produce welded three-layer honeycomb panels.....26

#### METALLURGY AND TECHNOLOGY OF WELDING AND SURFACING

Maidanchuk T.B., Ilyushenko V.M., Bondarenko A.M., Stepchenko D.M. Effectiveness of combined gas-slag protection at MIG deposition of copper alloys on steel.....32

Boiko I.O., Pashynskiy V.V., Pashynska O.G., Parovishnik M.M. Hardacing of press tool for non-ferrous metals using self-shielded flux-cored wire 50Kh6V2GSMFA.....37

#### PROTECTIVE COATINGS

Borysov Yu.S., Borysova A.L., Vigilyanska N.V., Gryshchenko O.P., Ipatova Z.G., Yantsevych K.V., Vasytkivska M.A. Corrosion resistance of plasma coatings produced from composite  $TiAl$ -based powders with the addition of non-metallic refractory compounds.....42

#### WELDING EQUIPMENT

Kuskov Yu.M., Proskudin V.M., Zhdanov V.A., Okopnyk L.L. Current-conducting mould in electroslog technologies.....49

#### INFORMATION

Problems of technical diagnostics and approaches to their solution.....53  
Training of specialists in flash-butt welding of railway rails.....60  
July calendar.....61



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 of Welding



## Автоматичне зварювання Автоматическая сварка Automatic Welding

### РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

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

### Засновники

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

### Адреса

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

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

Рекомендовано до друку  
редакційною колегією журналу

Свідоцтво про державну  
реєстрацію KB 4788 від 09.01.2001

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

### Передплата 2023

Передплатний індекс 70031.  
12 випусків на рік (видається щомісячно).  
Друкована версія: 3360 грн. за річний комплект  
з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.  
Електронна версія: 3360 грн. за річний комплект  
(випуски журналу надсилаються електронною поштою  
у форматі .pdf або для IP-адреси комп'ютера  
передплатника надається доступ до архіву журналу).  
Передплата можлива на попередні випуски за будь-який рік.  
Статті з журналу «Автоматичне зварювання» вибірково  
перевидуються англійською мовою в журналі  
«The Paton Welding Journal»:  
[www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj](http://www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj)

За зміст рекламних матеріалів  
видавець відповідальності не несе.

### EDITORIAL BOARD

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

### Founders

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

### Address

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

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

Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020.

Recommended for printing Editorial Board of the Journal

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

### Subscription 2023

Subscription index 70031.  
12 issues per year (issued monthly), back issues available.  
\$384, subscriptions for the printed (hard copy) version,  
air postage and packaging included.  
\$312, subscriptions for the electronic version  
(sending issues of Journal in pdf format  
or providing access to IP addresses).  
Subscription is possible for previous issues for any year.

Articles from «Автоматичне Зварювання» (Automatic Welding)  
journal is republished selectively in English in  
«The Paton Welding Journal»:  
[www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj](http://www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj)

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

# РОЗРАХУНКОВА ОЦІНКА НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНИХ СТАНІВ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ІЗ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АМg61 ПІД ДІЄЮ ЕЛЕКТРОДИНАМІЧНОЇ ОБРОБКИ МЕТАЛУ ШВА В ПРОЦЕСІ ЗВАРЮВАННЯ ПЛАВЛЕННЯМ

Л.М. Лобанов<sup>1</sup>, М.О. Пашин<sup>1</sup>, О.Л. Миходуй<sup>1</sup>, А.А. Гринюк<sup>1</sup>, Є.В. Ілляшенко<sup>1</sup>, П.В. Гончаров<sup>1</sup>,  
В.В. Савицький<sup>1</sup>, Ю.М. Сидоренко<sup>2</sup>, П.Р. Устименко<sup>2</sup>

<sup>1</sup>НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Перемоги, 37.

E-mail: [mail@kpi.ua](mailto:mail@kpi.ua)

<sup>2</sup>ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

Проведено розрахункову оцінку впливу ударної взаємодії електрода-індентора з зварною пластиною зі сплаву АМg61 при її електродинамічній обробці (ЕДО) в умовах підвищених температур. Рішення задачі проводилось в плоскій двовимірній лагранжівій постановці на базі розробленої раніше математичної моделі з використанням програми ANSYS/LS-DYNA. Рішення задачі проводилось в плоскій двовимірній лагранжівій постановці з використанням програми ANSYS/LS-DYNA. Термічний цикл зварювання задавали механічними характеристиками сплаву АМg61 при температурах 150 і 300 °С. Представлені результати розрахунку залишкових напружень при ударній дії електрода-індентора при кімнатній і підвищених температурах в попередньо напружених розтягуванням пластинах зі сплаву АМg61 товщиною 3 мм. Показано, що найбільш прийнятною (із досліджених значень температури) для виконання електродинамічної обробки сплаву АМg61 є температура 150 °С. По результатах досліджень встановлено, що електродинамічна обробка зразка зварного з'єднання у вигляді пластини, попередньо навантаженої пружним розтягуванням, призводить до переходу залишкових зварювальних напружень розтягу в напруження стискування. Бібліогр. 12, табл. 2, рис. 4.

*Ключові слова:* електродинамічна обробка, залишкові зварювальні напруження, алюмінієвий сплав, імпульс електричного струму, ударна взаємодія, кінцево-елементна модель, електрод-індентор, теорія пружно-пластичної течії, зварювання плавленням.

**Вступ.** Актуальність проблеми регулювання залишкових зварювальних напружень та деформацій в конструкціях із алюмінієвих сплавів зумовлена збільшенням їх використання у різних галузях машинобудування. Традиційні технології зменшення рівня залишкових зварювальних напружень, які базуються на механічному або термічному впливі на метал зварного з'єднання, пов'язані зі значними труднощами [1, 2].

Перспективним методом регулювання напружено-деформованих станів зварних конструкцій є електродинамічна обробка (ЕДО) зварних з'єднань, ефективність якої для підвищення точності та довговічності конструкцій із легких сплавів доведено у [3, 4]. При ЕДО метал зварного шва піддається об'ємному електродинамічному впливу, що ініціює електропластичний ефект (ЕПЕ) в зоні обробки і як наслідок – релаксацію залишкових зварювальних напружень [5].

Застосування ЕДО з урахуванням особливостей зварювального процесу є новим трендом інженерної практики, що сприяє розширенню можливостей методу. Актуальним є дослідження заходів, які направлені на підвищення ефективності про-

цесу ЕДО, одним з яких є супутній підігрів зони електроімпульсного впливу, що, згідно даних [6], стимулює механізми релаксації напружень розтягування зразків із низьковуглецевої сталі.

Реалізація технології ЕДО в процесі зварювання сприяє більш інтенсивній релаксації зварювальних напружень в результаті ЕДО у порівнянні з обробкою металу шва при кімнатній температурі. Слід зазначити, що до теперішнього часу не проводили теоретичних та експериментальних досліджень впливу тепла від джерела зварювального нагріву на ефективність застосування ЕДО як методу регулювання залишкових зварювальних напружень. Пошук оптимального режиму ЕДО в умовах зварювання пов'язаний з експериментальною оцінкою електрофізичних і механічних характеристик матеріалу, що обробляється. Альтернативним рішенням проблеми є математичне моделювання процесу ЕДО, яке дозволяє оцінювати еволюцію напружено-деформованих станів зварних з'єднань в результаті ЕДО [7–9]. Це є актуальним для оптимізації технології обробки металевих конструкцій в умовах їх зварювання.

Лобанов Л.М. – <https://orcid.org/0000-0001-9296-2335>, Пашин М.О – <https://orcid.org/0000-0002-2201-5137>,  
Миходуй О.Л. – <https://orcid.org/0000-0001-6660-7540>, Ілляшенко Є.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9876-0320>,  
Гончаров П.В. – <https://orcid.org/0000-0002-1980-2340>

© Л.М. Лобанов, М.О. Пашин, О.Л. Миходуй, А.А. Гринюк, Є.В. Ілляшенко, П.В. Гончаров, В.В. Савицький, Ю.М. Сидоренко, П.Р. Устименко, 2022

Метою роботи є розрахункова оцінка напружено-деформованих станів металевих матеріалів під впливом ЕДО в процесі зварювання (при підвищених температурах).

**Математична модель та обговорення результатів розрахунку.** Моделювання напружено-деформованих станів зварних з'єднань в результаті ЕДО в умовах підвищених температур виконано з використанням спрощеної двовимірної (2D) плоскої постановки. Розрахункова схема задачі про процес ударної взаємодії електрода-індентора з пластинами [7] представлена на рис. 1. Розв'язання задачі проводилося за допомогою програми ANSYS/LS-DYNA. Для побудови скінченно-елементної сітки задачі використовувався плоский двовимірний скінченний елемент у вигляді прямокутника SOLID162. Комп'ютерне моделювання проводили на базі лагранжевого підходу з використанням рухомої скінченно-елементної сітки, яка жорстко зв'язана з середовищем та деформується разом з ним [10, 11].

Наявність геометричної симетрії електрода 1 і пластини 2, що ударно взаємодіють, дозволяє розглядати у розрахунковій схемі лише половину їхнього перерізу з одночасним накладанням на схему граничних умов.

До цих умов відноситься накладання заборони на переміщення вузлів скінченно-елементної сітки (СЕС) тіл, що знаходяться на осі симетрії, в горизонтальному напрямку «X». Розглядали спірання зварного з'єднання на абсолютно жорстку основу 3 (рис. 1), яка у математичній постановці еквівалентна накладанню заборони на переміщення у вертикальному напрямку «Z» вузлам СЕС, які належать нижній поверхні пластини 2, що контактує зі столом 3.

Для чисельного моделювання використовували континуальну (неперервну) модель пружно-пластичного середовища (пластини), що досліджується. Це дозволило записати закони збереження маси, кількості руху та енергії у вигляді диференціальних рівнянь у частинних похідних. Для

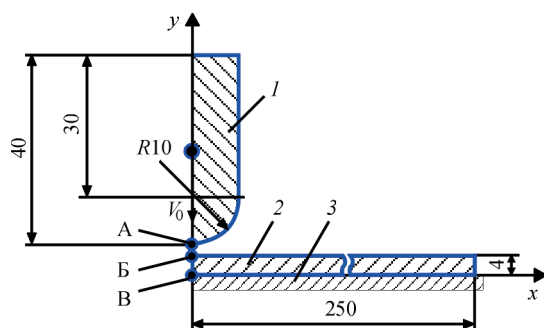


Рис. 1. Розрахункова схема процесу динамічного навантаження пластини при ЕДО: 1 – електрод-індентор, 2 – зразок, що обробляється, 3 – абсолютно жорстка основа; А – точка на зовнішній поверхні електрода-індентора, Б – точка на зовнішній поверхні пластини, В – точка на зворотній поверхні пластини,  $V_0$  – швидкість руху електрода-індентора [11]

дослідження процесів, пов'язаних з великими пластичними деформаціями середовища, використовували теорію пластичної течії, розглядаючи пластичну деформацію твердого тіла як стан руху на базі відповідних співвідношень Прандтля-Рейсса [7].

В якості дослідного металевих матеріалу зварної пластини використовували сплав АМг61 системи Al–Mg.

В математичній постановці поведінку матеріалів пластини (алюмінієвий сплав АМг61) та електрода-індентора (мідь М1) під дією зовнішнього імпульсного навантаження описували за допомогою ідеальної пружно-пластичної моделі матеріалу [9–11]. Дана модель в бібліотеці матеріалів програми ANSYS/LS-DYNA має назву «PLASTIC-KINEMATIC».

Термічний вплив на пластину задавали варіацією значень модулю пружності  $E$  і межі плинності  $\sigma_T$  сплаву АМг61 при значеннях температури  $T = 150$  і  $300$  °С. Механічні характеристики задіяних у моделюванні металевих матеріалів при різних значеннях температури  $T$  наведено у табл. 1.

Вибір значень  $T$  зумовлено моделюванням застосування ЕДО сумісно з процесом зварювання, де задані величини  $T$  відповідають розташуванню електрода-індентора вздовж лінії шва на відстані  $L_{\text{ЕДО}}$  за джерелом зварювального нагріву (рис. 2). Моделювання напруженого стану виконували також для значень  $E$  і  $\sigma_T$  при  $T = 20$  °С з метою порівняння ефективності ЕДО після вистигання шва (при  $T = 20$  °С, рядок 1) та в процесі зварювання (при  $T = 150$  та  $300$  °С, рядки 2, 3).

По результатах попередніх експериментальних досліджень встановлено, що електрод-індентор отримував значення  $V_0 = 5$  м/с, а його температура в процесі зварювання не перевищувала  $20$  °С

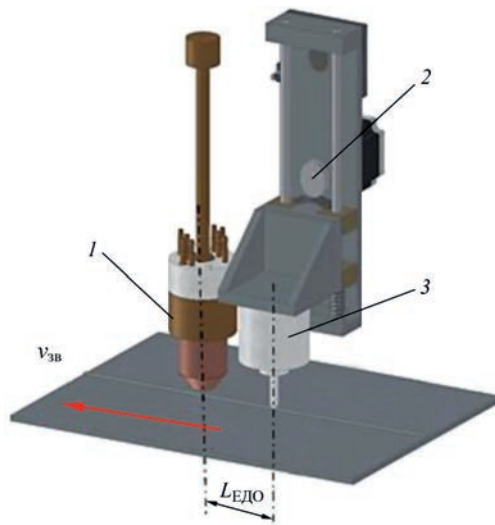


Рис. 2. Схема ЕДО у процесі зварювання:  $v_{\text{зв}}$  – напрямок зварювання; 1 – пальник для зварювання; 2 – ексцентрик; 3 – електродний пристрій ЕДО;  $L_{\text{ЕДО}}$  – відстань між вісями електродів для зварювання і ЕДО





Розглядали розподіли напружень  $\sigma_x$  і  $\sigma_y$  по лінії Б-В (рис. 3) та на відстані 5 мм від неї після ЕДО при  $T = 20, 150$  і  $300$  °С.

На рис. 3 представлені результати моделювання розподілу напружень  $\sigma_x$  і  $\sigma_y$  у вигляді аксонометричних поверхонь у перерізі пластин  $\delta = 3$  мм в момент завершення (миттєві картини) контактної дії ЕДО при температурі  $T = 20, 150$  і  $300$  °С. На рис. 3 наведено значення напружень вздовж лінії між т. Б та т. В та на відстані 5 мм від лінії Б-В. Аналізуючи в цілому результати рис. 3, можна бачити домінування напружень стискування в усьому розглянутому діапазоні температур як на відрізку БВ (тобто вздовж лінії контактної дії), так і на відстані 5 мм від неї.

Температурний вплив на пластини зі сплаву АМгб1 в умовах контактної взаємодії з індентором викликає певні особливості формування напружених станів зразків, що будуть розглянуті нижче.

На рис. 4 представлені розподіли напружень  $\sigma_x$  вздовж лінії між точками Б і В (рис. 1) пластин сплаву АМгб1  $\delta = 3$  мм після ЕДО при варіації температурного впливу  $T$ . Доцільність дослідження компоненти  $\sigma_x$  пов'язана з її домінуючим впливом на експлуатаційні характеристики зварних з'єднань [2].

На рис. 4, а, б можна бачити, що поблизу середини площини пластини ( $z = \delta/2$ ) має місце зростання значень  $\sigma_x$  по відношенню до напружень в т. Б і т. В. Це пояснюється ефектом відбиття хвилі напружень при ЕДО від абсолютно жорсткої основи 3 (див. рис. 2). Математичну модель механізму відбиття та верифікацію результатів розрахунку при  $T = 20$  °С розглянуто у роботі [11].

З використанням даних табл. 1 проводили аналіз не абсолютних значень напружень  $\sigma_x$  і  $\sigma_y$ , а зведених відносно  $\sigma_T$ . Це, враховуючи залежність  $\sigma_T = f(T)$ , дозволило провести коректну порівняльну оцінку впливу варіації значень  $T$  на ефективність ЕДО.

При  $20$  °С по лінії Б-В значення  $\sigma_x$  і  $\sigma_y$  напружень стискування у т. Б більші, ніж у т. В (рис. 3, а, б). Так, у т. Б  $\sigma_x$  досягає значень  $-0,88 \sigma_T$ , а у т. В  $-0,75 \sigma_T$ , а  $\sigma_y$  у т. Б досягає  $-0,74 \sigma_T$  та  $-0,6 \sigma_T$  у т. В. На ділянці перерізу, що відповідає половині товщини пластини (в подальшому – ділянка  $\delta/2$ )  $\sigma_x$  і  $\sigma_y$  досягають значень відповідно  $-\sigma_T$  (рис. 4, а для  $\sigma_x$ ) та  $-0,9 \sigma_T$ . Тобто під максимальний вплив напружень  $\sigma_x$  і  $\sigma_y$  стискування після ЕДО при  $T = 20$  °С підлягає ділянка поблизу середини площини пластини ( $z = \delta/2$ ).

При віддаленні від лінії Б-В на 5 мм має місце зниження напружень та зміна характеру їх розподілу по товщині пластини (рис. 3, а, б). Так,  $\sigma_x$  стискування досягають  $-0,55 \sigma_T$  в т. Б та  $-0,27 \sigma_T$  – в т. В. На ділянці  $\delta/2$   $\sigma_x$  досягають  $-0,2 \sigma_T$ . При тому

$\sigma_y$  на віддаленні у 5 мм від лінії Б-В є розтягуючими, які досягають  $0,2 \sigma_T$  у т. Б, монотонно знижуються до  $0,06 \sigma_T$  у т. В/2 і майже до нуля – у т. В.

Підвищення температури обробки до  $150$  °С (рис.3, в, г) позитивно впливає (у порівнянні з  $T = 20$  °С) на величину і характер розповсюдження напружень стиску у перерізі пластини. При тому область дії напружень  $\sigma_x$  стиску по перерізу пластини дещо більша у порівнянні із областю дії при  $T = 20$  °С (рис. 3, а, б). У т. Б  $\sigma_x$  і  $\sigma_y$  стискування, як і при  $T = 20$  °С, більші, ніж на зворотній. Так, у т. Б значення  $\sigma_x$  і  $\sigma_y$  досягають відповідно  $-\sigma_T$  і  $-0,8 \sigma_T$  сплаву АМгб1 при  $T = 150$  °С та  $-0,95$  і  $-0,77 \sigma_T$  при вистиганні до  $T = 20$  °С (рис. 4, б для  $\sigma_x$ ). У т. В/2 значення  $\sigma_x$  і  $\sigma_y$  досягають  $-\sigma_T$  для температур  $150$  і  $20$  °С. У т. В  $\sigma_x$  досягають значень  $-0,85 \sigma_T$ , а  $\sigma_y = -0,71 \sigma_T$  при  $T = 150$  °С та  $\sigma_x = -0,89 \sigma_T$ , а  $\sigma_y = -0,74 \sigma_T$  при  $T = 20$  °С (рис. 4, б для  $\sigma_x$ ).

На віддаленні 5 мм від лінії Б-В, як і у попередньому випадку, напруження стиску на лицьовій стороні пластини більші за абсолютною величиною, ніж з боку опорної плити. При  $T = 150$  °С максимальні значення  $\sigma_x$  стискування у т. Б досягають  $-0,8 \sigma_T$  (рис. 3, в) і при вистиганні до  $20$  °С

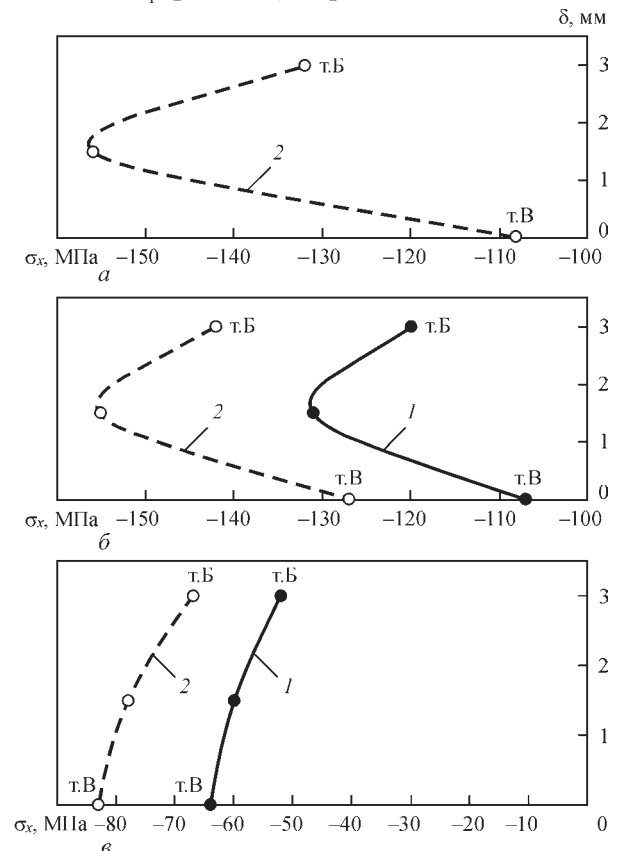


Рис. 4. Напруження  $\sigma_x$  вздовж лінії між точками Б і В (рис. 2) пластин сплаву АМгб1  $\delta = 3$  мм після ЕДО при температурі  $T$  та вистиганні до  $T = 20$  °С, де крива 1 –  $\sigma_x$  (миттєві) в момент завершення контактної взаємодії при підвищених температурах, крива 2 –  $\sigma_x$  при кімнатній температурі: а –  $T = 20$  °С; б –  $150$ ; в –  $300$



Таблиця 2. Відносні величини компонент  $\sigma_x$  і  $\sigma_y$  напружень в пластині сплаву АМг61  $\delta = 3$  мм після ЕДО при варіації значень температури  $T$  її супутнього підігріву

Номер	$T, ^\circ\text{C}$	Лінія Б-В						5 мм від лінії Б-В					
		$\sigma_x$			$\sigma_y$			$\sigma_x$			$\sigma_y$		
		т. Б $x\sigma_t$	т. $\delta/2$ $x\sigma_t$	т. В $x\sigma_t$	т. Б $x\sigma_t$	$\delta/2$ $x\sigma_t$	т. В $x\sigma_t$	5 мм від т. Б $x\sigma_t$	5 мм від $\delta/2$ $x\sigma_t$	5 мм від т. В $x\sigma_t$	5 мм від т. Б $x\sigma_t$	5 мм від $\delta/2$ $x\sigma_t$	5 мм від т. В $x\sigma_t$
1	20	-0,88	-1,0	-0,75	-0,74	-0,9	-0,6	-0,55	-0,2	-0,27	0,2	0,06	0
2	150	-1,0	-1,0	-0,85	-0,8	-1,0	-0,71	-0,8	-0,34	-0,43	0,15	0,07	0
3	20 Після вистигання від $T = 150\text{ }^\circ\text{C}$	-0,95	-1,0	-0,89	-0,77	-1,0	-0,74	-0,75	-0,34	-0,43	0,15	0,07	0
4	300	-1,0	-1,0	-1,0	-1,0	-1,0	-1,0	-1,0	-0,88	-1,0	-0,6	-0,54	-0,34
5	20 Після вистигання від $T = 300\text{ }^\circ\text{C}$	-0,44	-0,54	-0,5	-0,44	-0,54	-0,5	-0,49	-0,38	-0,41	-0,24	-0,24	-0,14

сягають  $-0,75\sigma_t$ . При  $T = 150$  і  $20\text{ }^\circ\text{C}$  максимальні значення  $\sigma_y$  розтягування на контактній поверхні досягають  $0,15\sigma_t$ . На ділянці  $\delta/2$  значення  $\sigma_x$  стискування досягають  $-0,34\sigma_t$ , а  $\sigma_y$  розтягування відповідно  $0,07\sigma_t$  для температур  $150$  і  $20\text{ }^\circ\text{C}$ . У т. В  $\sigma_x$  стискування досягають  $-0,43\sigma_t$ , а  $\sigma_y$  близькі до нуля в розглянутому діапазоні температур. Розповсюдження  $\sigma_y$  по перерізу пластини дещо збільшується у порівнянні з результатами рис. 3, б. При порівнянні значень  $\sigma_x$  на віддаленні 5 мм від лінії Б-В при  $T = 20$  і  $150\text{ }^\circ\text{C}$  можна бачити, що термічний вплив сприяє формуванню більших напружень стискування, ніж після ЕДО при кімнатній температурі.

При порівнянні з ЕДО при  $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$  можна бачити, що підвищення температури обробки до  $300\text{ }^\circ\text{C}$  (рис. 3, д, е) сприяє розповсюдженню напружень стискування по товщині пластини та зменшенням їх значень у порівнянні з результатами при  $T = 20$  і  $150\text{ }^\circ\text{C}$  (рис. 3, а–г). У т. Б значення  $\sigma_x$  і  $\sigma_y$  напружень стискування, на відміну від попередніх варіантів, менші, ніж в т. В і досягають  $-\sigma_t$  при  $T = 300\text{ }^\circ\text{C}$  та  $-0,44\sigma_t$  при вистиганні до  $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$  (рис. 4, в для  $\sigma_x$ ). В т.  $\delta/2$   $\sigma_x$  і  $\sigma_y$  стискування досягають значень  $-\sigma_t$  для  $T = 300\text{ }^\circ\text{C}$  та  $-0,54\sigma_t$  для  $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$ . У т. В  $\sigma_x$  і  $\sigma_y$  стискування досягають  $-\sigma_t$  при  $T = 300\text{ }^\circ\text{C}$  та  $0,5\sigma_t$  при  $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$ . При тому область дії напружень  $\sigma_x$  (рис. 3, д) по перерізу пластини втричі збільшується у порівнянні з варіантом ЕДО при  $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$  (рис. 3, а).

На віддаленні 5 мм від лінії Б-В, як і у попередніх варіантах розрахунку, визначається зниження напружень (рис. 3, д, е). Так, максимальні значення  $\sigma_x$  стискування в т. Б досягають  $-\sigma_t$  при  $T = 300\text{ }^\circ\text{C}$ . При вистиганні до  $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$   $\sigma_x$  стискування в т. Б досягають  $-0,49\sigma_t$  (рис. 4, в). Напруження  $\sigma_y$  на віддаленні 5 мм від лінії Б-В є стискаючими по товщині пластини в діапазоні  $T$  від  $300$  до  $20\text{ }^\circ\text{C}$ . На поверхні біля т. Б при  $T = 300\text{ }^\circ\text{C}$   $\sigma_y$  досягають  $-0,6\sigma_t$  та при  $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$  відповідно  $-0,24\sigma_t$ .

У т.  $\delta/2$   $\sigma_x$  стискування досягають  $-0,88\sigma_t$  при  $T = 300\text{ }^\circ\text{C}$  та  $-0,38\sigma_t$  при  $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$  (рис. 4, в). У т.  $\delta/2$   $\sigma_y$  стискування досягають значень  $-0,54\sigma_t$  при  $T = 300\text{ }^\circ\text{C}$  та  $-0,24\sigma_t$  при  $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$ . На поверхні біля т. В  $\sigma_x$  стискування при  $T = 300\text{ }^\circ\text{C}$  досягають  $-\sigma_t$ , а при  $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$  має місце їх зниження до  $-0,41\sigma_t$  (рис. 4, в). На поверхні біля т. В  $\sigma_y$  стискування при  $T = 300\text{ }^\circ\text{C}$  досягають  $-0,34\sigma_t$ , а при  $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$  також має місце їх зниження до  $-0,14\sigma_t$ . Також розповсюдження  $\sigma_y$  по перерізу пластини суттєво збільшується у порівнянні з результатами рис. 3, б. При порівнянні значень  $\sigma_y$  на віддаленні 5 мм від лінії Б-В при  $T = 20$  і  $300\text{ }^\circ\text{C}$  слід зазначити, що термічна дія сприяє розширенню області дії напружень стиску при зменшенні їх значень.

Описані вище результати моделювання узагальнено в табл. 2. При порівнянні рядків 1 і 2 та 1 і 4 можна бачити, що термічна дія, яка є супутньою ЕДО, ініціює більші миттєві значення напружень (по відношенню до  $\sigma_t$ ) при підвищених температурах у порівнянні із  $\sigma_x$  і  $\sigma_y$  при  $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$ . Це сприяє формуванню більш високих напружень стискування при вистиганні пластини у порівнянні з напруженим станом після ЕДО при  $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$ . При порівнянні рядків 1 і 3 можна бачити, що ЕДО пластин сплаву АМг61  $\delta = 3$  мм в умовах їх термопружного нагріву (при  $T = 150\text{ }^\circ\text{C}$ ) є більш ефективною, ніж при  $T = 20\text{ }^\circ\text{C}$ . Але при ЕДО за температури термопластичності ( $T = 300\text{ }^\circ\text{C}$ ) високі значення миттєвих напружень, що співставні з  $\sigma_x$  і  $\sigma_y$  при  $T = 150\text{ }^\circ\text{C}$  (відповідно рядки 4 і 2), формують суттєво нижчі залишкові напруження стискування, що видно при порівнянні рядків 3 та 5. Даний факт можна пояснити тим, що за низьких значень  $\sigma_t$  при  $T = 300\text{ }^\circ\text{C}$  (табл. 1, рядок 3) релаксаційні процеси проходять менш інтенсивно, ніж при пружному нагріві до  $T = 150\text{ }^\circ\text{C}$ , що свідчить про домінування пружної складової в формуванні напружено-деформованих станів при ЕДО. Це підтверджують результати роботи [12], в якій доведено, що найбільш ефективною є ЕДО плоских зразків сплаву АМг6,

що були попередньо розтягнуті до  $\sigma_T$ . Тобто, попередній нагрів зразків до  $T = 150^\circ\text{C}$  згідно [12], сприяє максимальній ефективності ЕДО.

## Висновки

1. Доведено, що застосування електродинамічної обробки (ЕДО) металу шва, яка виконується в єдиному процесі синхронно зі зварюванням плавленням, є більш ефективним у порівнянні з роздільною ЕДО після зварювання, що виражається в більш оптимальному залишковому напружено-деформованому стані готового зварного з'єднання.

2. На базі розробленої раніше математичної моделі ударної взаємодії електрода-індентора з зварною пластиною зі сплаву АМг61 проведено чисельна розрахункова оцінка її напружених станів в результаті ЕДО при підвищених температурах.

3. З використанням математичної моделі механізму ударної взаємодії електрода-індентора зі зварною пластиною при ЕДО в умовах підвищених температур у плоскій двовимірній постановці виконано моделювання напружень при ударній пружно-пластичній дії електрода-індентора при температурі 20, 150 і 300  $^\circ\text{C}$  в пластині сплаву АМг61 товщиною 3 мм. Встановлено, що найбільш задовільний (із досліджених) напружений стан відповідає ЕДО при температурі 150  $^\circ\text{C}$ .

## Список літератури/References

1. Madi, Y., Besson, J. (2014) *Effect of residual stresses on brittle fracture*. Mat. ECRS-9. UTT, Troyes, France.

2. Masubuchi, K. (1980) *Analysis of welded structures*, Pergamon Press, Oxford, United Kingdom.
3. Lobanov, L.M., Pashchyn, N.A., Kondratenko, I.P. et al. (2018) Development of Post-weld Electrodynamics Treatment Using Electric Current Pulses for Control of Stress-Strain States and Improvement of Life of Welded Structures. *Materials Performance and Characterization*, **7**, 4. <https://doi.org/10.1520/MPC20170092>. ISSN 2379-1365
4. Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Tymoshenko, O.M. et al. (2020) Increase in the life of welded joints of AMg6 aluminum alloy. *The Paton Welding J.*, **4**, 2–8. <https://doi.org/10.37434/as2020.04.01>
5. Conrad H., Sprecher A. (1989) *The electroplastic effect in metals*. Elsevier Science Publishers B.V., Dislocations in Solids Ed. by F.R.N. Nabarro, pp. 500–529.
6. Stepanov, G.V., Babutskii, A.I., Mameev, I.A. (2004) High-Density Pulse Current-Induced Unsteady Stress-Strain State in a Long Rod. *Strength of Materials*, **36**, 377–381. <https://doi.org/10.1023/B:STOM.0000041538.10830.34>
7. Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mykhodui, O.L., Sydorenko, Yu.M. (2017) Effect of the Indenting Electrode Impact on the Stress-Strain State of an AMg6 Alloy on Electrodynamics Treatment. *Strength of Materials*, **49**, **3**, 369–380. <https://doi.org/10.1007/s11223-017-9877-1>
8. Sydorenko, Y.M., Pashchyn, M.O., Mykhodui, O.L. et al. (2020) Effect of Pulse Current on Residual Stresses in AMg6 Aluminum Alloy in Electrodynamics Treatment. *Strength of Materials*, **52**, **5**, 731–737. DOI: 10.1007/s11223-020-00226-2
9. Lobanov, L.M., Pashchin, N.A., Mikhodui, O.L., Sidorenko, Y.M. (2018) Electric Pulse Component Effect on the Stress State of AMg6 Aluminum Alloy Welded Joints Under Electrodynamics Treatment. *Strength of Materials*, **50**, **2**, 246–253. DOI: 10.1007/s11223-017-9862-8 10.
10. <http://www.ansys.com/>.
11. Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mikhodui, O.L. et al. (2021) Modeling of stress-strain states of AMg6 alloy due to impact action of electrode-indenter in electrodynamics treatment. *The Paton Welding J.*, **6**, 2–11.
12. Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mikhodui, O.L. (2012) Influence of the loading conditions on the deformation resistance of AMg6 alloy during electrodynamics treatment. *Strength of Materials*, **44**, 472–479. <https://doi.org/10.1007/s11223-012-9401-6>

## CALCULATION EVALUATION OF STRESS-STRAINED STATES OF WELDED JOINTS OF ALUMINIUM AMg61 ALLOY UNDER THE ACTION OF ELECTRODYNAMIC TREATMENT OF WELD METAL IN THE PROCESS OF FUSION WELDING

L.M. Lobanov<sup>1</sup>, M.O. Pashchyn<sup>1</sup>, O.L. Mikhodui<sup>1</sup>, A.A. Hryniuk<sup>1</sup>, E.V. Ilyashenko<sup>1</sup>, P.V. Goncharov<sup>1</sup>, V.V. Savytsky<sup>1</sup>, Yu.M. Sydorenko<sup>2</sup>, P.R. Ustymenko<sup>2</sup>

<sup>1</sup>NTUU «Kyiv Polytechnic Institute named after Igor Sikorsky». 03056, Kyiv, Peremohy Ave., 37. E-mail: mail@kpi.ua

<sup>2</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

The calculation evaluation of effect of impact interaction of electrode-indenter with a welded plate of AMg61 alloy at its electrodynamics treatment (EDT) in the conditions of elevated temperatures was carried out. The solution of the problem was carried out in a flat two-dimensional Lagrangian statement based on a previously developed mathematical model using ANSYS/LS-DYNA software. The thermal cycle of welding was set by mechanical characteristics of AMg61 alloy at temperatures of 150 and 300  $^\circ\text{C}$ . The results of the calculation of residual stresses during impact action of electrode-indenter at room and elevated temperatures in preliminary tensioned plates of AMg61 alloy of 3 mm thickness were presented. It is shown that the most acceptable temperature (from the studied temperature values) for the electrodynamics treatment of AMg61 alloy is 150  $^\circ\text{C}$ . Based on the results of the studies, it was found that the electrodynamics treatment of welded joint specimen in the form of a plate preliminary loaded with elastic tension leads to the transition of residual welding tensile stresses into compression stresses. 12 Ref., 2 Tabl., 4 Fig.

**Keywords:** *electrodynamics treatment, residual welding stresses, aluminium alloy, electric current pulse, impact interaction, finite-element model, electrode-indenter, elastic-plastic flow theory, fusion welding.*

Надійшла до редакції  
23.06.2022



# СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ІНТЕРМЕТАЛІДУ $\text{Ni}_3\text{Al}$

І.С. Гах<sup>1</sup>, Б.О. Задерій<sup>1</sup>, Г.В. Звягінцева<sup>1</sup>, І.В. Гончарова<sup>2</sup>, В.В. Купрін<sup>2</sup>, С.І. Чугунова<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>ІПМ ім. І.М. Францевича НАН України. 03142, м. Київ, вул. Академіка Кржижановського, 3. E-mail: irina@ipms.kiev.ua

На прикладі зварних зразків інтерметаліду  $\text{Ni}_3\text{Al}$  – основної зміцнюючої фази жароміцних нікелевих сплавів – визначено головні проблеми, що виникають при зварюванні плавленням матеріалів цього класу. Розглянуто особливості формування швів, структурні й фазові зміни, механічні властивості зварних з'єднань. Визначено умови виникнення тріщин, методи їхнього попередження. Досліджено вплив режимів зварювання і термічної обробки на структуру, характеристики міцності й пластичності. Оцінено механічні властивості зварних з'єднань в температурному інтервалі 20...1200 °С. Запропоновано схеми, режими зварювання і термічної обробки, завдяки яким попереджається утворення тріщин, забезпечується рівномірність зварних з'єднань та основного металу при підвищенні їхньої пластичності. Бібліогр. 10, табл. 4, рис. 10

*Ключові слова:* інтерметалід  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , зварні з'єднання, структура, механічні властивості, тріщиностійкість, режими зварювання і термічної обробки

**Вступ.** Сьогодні найбільш використовуваними матеріалами при створенні високотемпературних промислових конструкцій, в тому числі деталей гарячого тракту газотурбінних двигунів, установок, залишаються багатокомпонентні жароміцні нікелеві сплави (ЖНС) на основі інтерметалідного з'єднання  $\text{Ni}_3\text{Al}$ . Об'ємна частка  $\text{Ni}_3\text{Al}$  в сплаві може сягати 85...90 % (наприклад, сплави типу ВКНА), що забезпечує його високу працездатність та жароміцність до 1250 °С. Перевага використання інтерметалідів як фазової основи ЖНС забезпечується завдяки унікальним його можливостям таким, як високі значення міцності й пружності, структурної стабільності, що не деградують при підвищенні температури, а також обмеження швидкості кріпу, рекристалізації та корозії [1–4]. У той же час деякі із зазначених переваг і особливостей фізико-механічних характеристик сприяють погіршенню технологічності сплаву, особливо зварюваності. Так, високі міцність і модуль пружності, низька пластичність впритул до високих температур, високий коефіцієнт термічного розширення, низька теплопровідність сприяють формуванню значних зварювальних напружень і виникненню тріщин.

Зважаючи на широке використання ЖНС в авіаційній, енергетичній, атомній, металургійній та інших галузях промислового виробництва гостро постає питання розробки наукових і технологічних основ зварювання сучасних перспективних високолегованих сплавів.

Звертаючи на переважну роль інтерметаліду  $\text{Ni}_3\text{Al}$  як основної зміцнюючої фази ЖНС, дослідження структурно-фазових змін та механічних властивостей в результаті термодифузійного Гах І.С. – <http://orcid.org/0000-0001-8576-4234>, Звягінцева Г.В. – <http://orcid.org/0000-0002-6450-4887>, Гончарова І.В. – <http://orcid.org/0000-0001-7619-3572>, Купрін В.В. – <http://orcid.org/0000-0002-4891-1810>, Чугунова С.І. – <http://orcid.org/0000-0001-9327-3072>

© І.С. Гах, Б.О. Задерій, Г.В. Звягінцева, І.В. Гончарова, В.В. Купрін, С.І. Чугунова, 2022

впливу при зварюванні допоможуть в установленні фізичних основ зварюваності й міцності обґрунтовано підійти до розробки технологій зварювання промислових ЖНС.

**Методи досліджень.** Дослідження виконували з використанням плоских зразків інтерметаліду  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , отриманих методом швидкого охолодження з рідкого стану шляхом заливки в масивну мідну виливальницю в захисній інертній атмосфері.

Вибір досліджуваного матеріалу – інтерметаліду  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , – обумовлений, крім зазначених вище причин, необхідністю виключення збурення процесів кристалізації і фазових перетворень за рахунок легуючих елементів типових ЖНС. Необхідність чіткого фіксування інтерметалідної фази завдяки високій ( $\sim 10^3$  °С/с) швидкості охолодження розплаву визначив метод отримання зразків.

Експерименти проводили електронно-променевим зварюванням (ЕПЗ) в вакуумі з урахуванням переваги ЕПЗ, зокрема можливості широкого управління тепловкладенням та теплорозподілом у зварювальній ванні.

Зварювали зразки завтовшки 1,5...2,0 мм, розміром 50×40 мм. Зразки для зварювання та досліджень вирізали з використанням електроіскрового методу та подальшим шліфуванням місць розрізу. Параметри режиму зварювання обирали з позиції забезпечення якісних з повним проваром швів з урахуванням можливості управління термодифузійними процесами, з огляду їхнього впливу на схильність до утворення тріщин.

Швидкість зварювання в експериментах змінювали в діапазоні 5...60 м/год. З позиції обмеження утворення тріщин використовували попередній пі-

дігрів зразків променем. Діапазон температур підігріву при дослідженнях становив 400...800 °С.

Структуру зварних з'єднань виявляли шляхом іонного бомбардування поверхні шліфів в атмосфері аргону з подальшим дослідженням на оптичному («NEOPHOT-32») і електронному скануючому мікроскопі («Jeol Superprob 733») з рентгенівським аналізатором. Фазовий склад зразків визначали на дифрактометрі «ДРОН-УМІ» в монохроматичному  $\text{CuK}\alpha$ -випромінюванні. Ступінь далекого порядку  $\eta$  оцінювали зі співвідношення інтегральних інтенсивностей дифракційних піків, що відповідають неупорядкованому ГЦК твердому розчину до упорядкованого.

Механічні характеристики оцінювали методом мікроіндентування («гаряче і холодне»), випробуванням плоских зразків на триточковий згин при кімнатній і підвищених температурах в інтервалі 200...1200 °С на установці типу «INSTRON». Показники міцності  $\sigma_b$ , плинності  $\sigma_{0,2}$  і пластичності  $\delta$  визначали при руйнуванні верхніх волокон на плоских зразках перерізом  $4 \times 1,5$  мм на віддалі між опорами 18 мм [5].

Мікротвердість при кімнатній температурі визначали з використанням твердоміра «ПМТ-3» при навантаженні 2 Н, при підвищених температурах (200...900 °С) у вакуумі  $10^{-3}$  Па на модернізованій установці «BIM-1С» [6].

**Результати досліджень.** Досліджуваний вихідний матеріал – інтерметалід  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , – отриманий методом гартування з розплаву, характеризується зерненою рівноосною структурою з дрібнодендритним наповненням та наявністю окремих метастабільних концентраційних конфігурацій дендритної морфології (рис. 1). Виконаний мікрорентгеноспектральний аналіз виявив нерівномірний розподіл хімічних компонентів, що пов'язано, скоріш за все, з неспівпадінням в процесі формування відливу перитектичної точки рівноважної діаграми (Ni–Al) [7] з областю стехіометричного складу  $\text{Ni}_3\text{Al}$ . З наявністю таких утворень пов'язана структурна, механічна та хімічна неоднорідність, значний розкид значень мікротвердості: від

2000...2500 МПа для матриці до 3000...4000 МПа для утворень; низька пластичність матеріалу.

Проведений рентгенофазовий аналіз показав, що у вихідному матеріалі переважає як наявність впорядкованої  $\gamma'$ -фази  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (рис. 2), так і неупорядкованої  $\gamma$ -фази, що підтверджено при фрактографічному дослідженні зразків після пластичної деформації на згин (рис. 3).

Низька пластичність і в'язкість руйнування інтерметаліду при невисоких температурах в поєднанні з ливарними і зварювальними напруженнями, хімічній і структурній неоднорідності, що сприяє підвищеній схильності до утворення тріщин, є загальновідомим недоліком інтерметалідних сплавів структурного типу  $\text{L1}_2$ , до яких належить досліджуваний  $\text{Ni}_3\text{Al}$ . При зварюванні зразків  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (як і жароміцних сплавів на їх основі) першочерговою задачею є попередження їхнього виникнення.

Одним із перших методів зменшення вірогідності утворення тріщин є попередня термічна обробка зварюваного металу, що спрямована на покращення його пластичності. Проведені дослідження впливу термічної обробки на структуру і властивості  $\text{Ni}_3\text{Al}$  показали, що знайдена оптимальна термообробка (при 1150 °С протягом 2 год) призвела до зростання пластичності завдяки збільшенню розміру зерна (з 7 до 17 мкм), а також сприяла розчиненню утворень концентра-

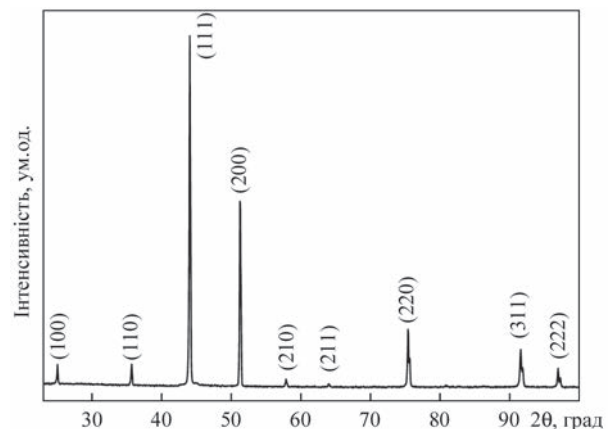


Рис. 2. Рентгенограма з поверхні зразка інтерметаліду  $\text{Ni}_3\text{Al}$  у вихідному стані

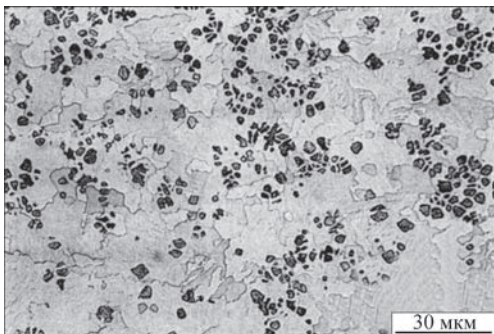


Рис. 1. Мікроструктура вихідного матеріалу (інтерметаліду  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ), отриманого методом гартування з розплаву

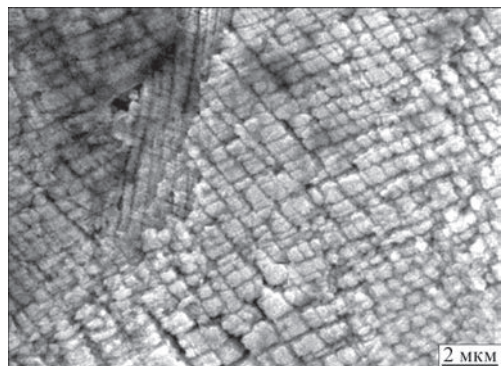


Рис. 3. SEM-зображення структури інтерметаліду  $\text{Ni}_3\text{Al}$  після пластичної деформації

Таблиця 1. Механічні властивості при випробуваннях на згин інтерметаліду Ni<sub>3</sub>Al у вихідному стані та після термічної обробки

Стан матеріалу	$\sigma_{0,02}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\delta$ , %	$H_v$ , МПа
Вихідний	510	Крихке руйнування	595	0,08	2450
Термічна обробка 1150 °С, 2 год	243	270	394	1,75	2100

Таблиця 2. Температурно-часові параметри охолодження металу шва ЖНС з вмістом Ni<sub>3</sub>Al більше 65 % для різних швидкостей зварювання

$v_{\text{зв}}$ , м/год	$G \times R$ , °C/с		$R$ , мм/с	
	ЛС	Вісь шва	ЛС	Вісь шва
17	$3 \cdot 10^3$	25	0,4	5
40	$49 \cdot 10^3$	54	1	8
53	$10^5$	300	1,3	11

Примітка.  $R$  – швидкість кристалізації металу зварювальної ванни;  $G \times R$  – швидкість охолодження; ЛС – область металу шва на лінії сплавлення.

ційної конфігурації в структурі. Методом рентгеноструктурного аналізу виявлено, що дана термообробка приводить до максимального зростання ступеня впорядкованості твердого розчину Ni<sub>3</sub>Al. Таким чином, отримано задовільний комплекс (оптимальне співвідношення міцності й пластичності) механічних властивостей інтерметаліду при кімнатній температурі (табл. 1) [8].

В роботі [8] показано, що при випробуванні зразків у температурному інтервалі 400...800 °С різко знижується пластичність  $\delta$ , практично до нуля, що може негативно проявитись за несприятливих умов, коли підйом зварювальних напружень припадає на зазначений інтервал температур, в збереженні чи збільшенні схильності до утворення тріщин. Таким чином, попередня термічна обробка не вирішує кардинально питання попередження утворення тріщин при зварюванні інтерметаліду Ni<sub>3</sub>Al. Виконані раніше розрахунки [9] показали, що при зварюванні ЖНС зі швидкістю близько 55 м/год саме в цьому температурному інтервалі спостерігається підйом зварювальних напружень.

Кращий результат з позиції попередження утворення тріщин досягнуто в результаті управління термічним циклом зварювання, значенням і характером тепловкладення, жорсткістю зварного з'єднання. В технологічному плані це здійснюється шляхом попереднього підігріву, вибору швидкості зварювання та концентрації енергії зварного променя в результаті його фокусування і сканування. Термометруванням процесу зварювання встановлено, що швидкість охолодження металу шва в температурному інтервалі провалу пластичності (400...800 °С) переважно визначається швидкістю зварювання і становить приблизно 300 °C/с при 12 м/год; 600 °C/с при 40 м/год; 155 °C/с при 53 м/год при ширині шва відповідно 5,8; 4,6; 2,8 мм.

Температурно-часові параметри охолодження металу шва при кристалізації й подальшому охолодженні змінюються по перерізу і можуть сягати приблизно 10<sup>5</sup> °C/с залежно від умов і параметрів

режиму зварювання, що показано на прикладі зміни швидкості від 17 до 53 м/год (табл. 2).

Залежно від величини та певного поєднання зазначених термічних характеристик можливе виникнення як основних поздовжніх, так і поперечних тріщин в металі шва. Більш характерні поперечні тріщини (рис. 4) виникають при підвищених (55...90 м/год) швидкостях зварювання, високій питомій потужності джерела нагрівання у швах невеликої ширини. Зменшення схильності до їхнього утворення завдяки збільшенню ширини шва обмежується виникненням пропалів і утворенням осьових кристалізаційних тріщин.

Існує вузький діапазон параметрів режиму і умов зварювання, при яких забезпечуються якісне, без дефектів формування швів та відсутність тріщин обох типів.

Для розглянутих зразків реалізація таких умов досягається при попередньому підігріві до 600 °С, швидкості зварювання 12...17 м/год, фокусуванні та силі струму зварювального променя, при яких забезпечується якісне формування швів з наскрізним проваром завширшки 2,8...3,8 мм. Вочевидь, саме за таких умов має місце низький темп наростання, рівень і рівномірний розподіл зварювальних деформацій та напружень, а також формування більш гомогенної структури.

З огляду на досить низьку пластичність інтерметалідів, стохастичність впливу параметрів режиму ЕПЗ на взаємодію променя і зварюваного металу, формування температурного поля отримані висно-

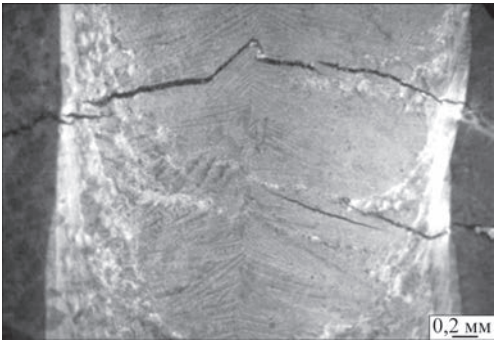


Рис. 4. Типові тріщини при зварюванні сплавів на основі інтерметаліду Ni<sub>3</sub>Al



вки потребують коригування стосовно кожного конкретного випадку товщини, геометрії зварюваного матеріалу, вимог до з'єднання тощо. Так, при зварюванні зразків інтерметаліду  $\text{Ni}_3\text{Al}$  товщиною 1,5 мм з підігрівом при ширині шва близько 4 мм, отриманого на швидкості зварювання 12 м/год, виникають осьові поздовжні тріщини, а при 55 м/год – численні поперечні. В той же час при товщині 2 мм, швидкості зварювання 12 м/год, ширині шва близько 4 мм тріщини не спостерігалися.

Структуру зварного з'єднання товщиною 2 мм, отриманого при виконанні означених сприятливих умов, представлено на рис. 5.

Виконаний рентгеноспектральний аналіз металу шва показав, що, як і у вихідному стані матеріалу, шов являє собою в цілому впорядковану інтерметалідну фазу  $\text{Ni}_3\text{Al}$ . Результати досліджень скануючої електронної мікроскопії з рентгенівським мікроаналізатором показали, що основні компоненти і домішки матеріалу шва розподіляються рівно-

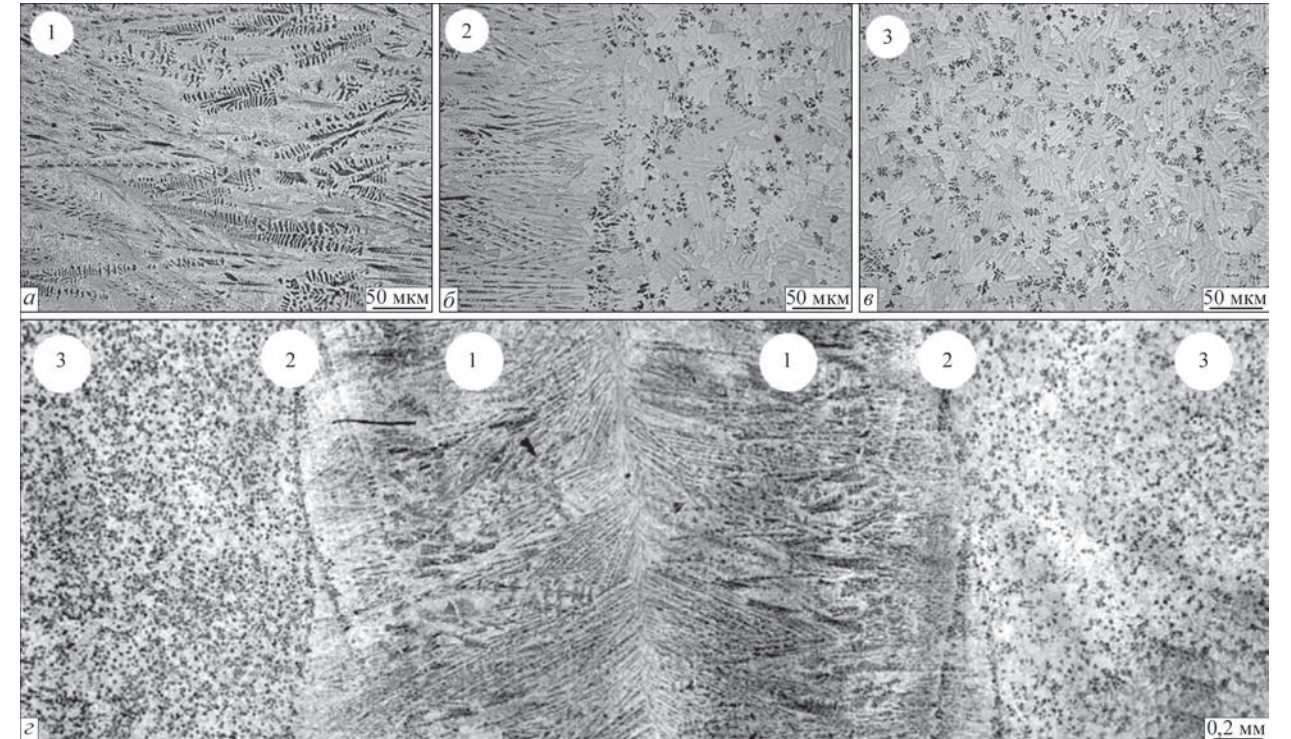


Рис. 5. Мікроструктура зварного з'єднання та окремих ділянок інтерметаліду  $\text{Ni}_3\text{Al}$ : а – метал шва (1); б – зона сплавлення (2); в – основний метал (3); г – макрошліф зварного з'єднання

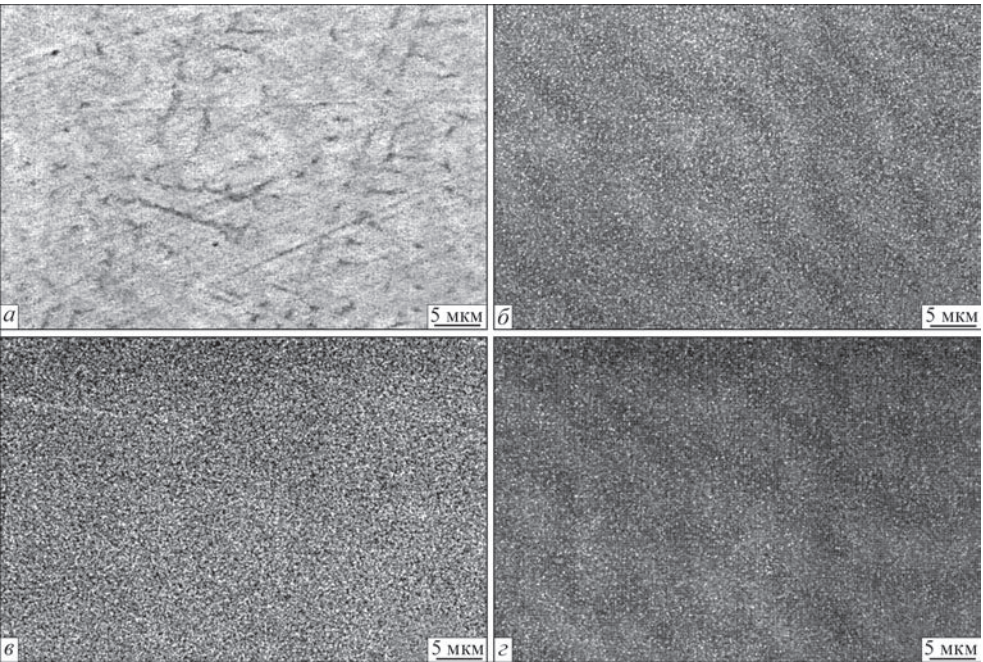


Рис. 6. SEM-зображення поверхні зварного шва  $\text{Ni}_3\text{Al}$ : а – режим BEI (back electron image) і розподіл елементів у характерному випромінюванні Al (б), Ni (в), Fe (г), отриманий при мікрорентгеноспектральному аналізі



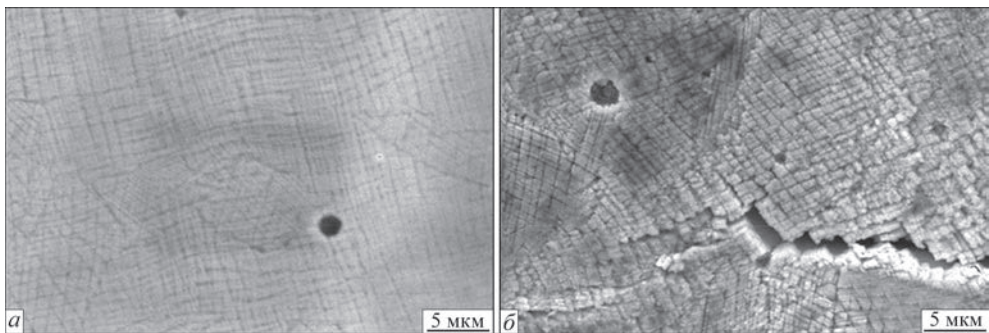


Рис. 7. SEM-зображення вихідного металу  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (а) і поверхні руйнування зварного з’єднання (б)

мірно (рис. 6). Розмір матриці, морфологія  $\gamma'$ -фази мало відрізняються від вихідних (рис. 7). Характерною особливістю структури металу шва є стовбчасті (див. рис. 5) спрямовані ортогонально фронту кристалізації зварювальної ванни перемінного розміру дендрити, що в свою чергу складаються з дрібних чарункових елементів. Різниця в швидкостях кристалізації (див. табл. 2) та температурного градієнта по перерізу зварювальної ванни призводить до помітних змін як їхніх розмірів, так і морфології. Так, біля лінії сплавлення міждендритна відстань  $\lambda$  становить 3...8, а біля осі шва 5...9 мкм. Різниця морфології й розмірності елементів структури шва і вихідного металу переважно визначається напрямком та інтенсивністю тепловідводу в процесі кристалізації. При формуванні виливку (вихідного металу) тепловідвід спрямовано в напрямку, перпендикулярному його товщині; при кристалізації шва – ортогонально ізотермі кристалізації зварювальної ванни в площині зразка. Підвищена дисперсність структури основного металу пов’язана з більш високою швидкістю кристалізації, а зміна дисперсності по перерізу шва – зі зміною швидкості кристалізації: від високої біля лінії сплавлення до мінімальної, близької до швидкості зварювання по осі шва.

Розглянуті особливості структури зварних з’єднань певним чином проявляються при визначенні механічних характеристик. Так, випробування на згин при кімнатній температурі (табл. 1, 3) вказує на деяке зменшення міцності та пластичності порівняно з інтерметалідом в стані поставки.

Вплив структурного фактора помітний і при оцінюванні твердості окремих ділянок зварно-

го з’єднання: основного металу, зони термічного впливу, ділянок епітаксійного росту, перехідної ділянки та біля осі шва (рис. 8).

У той же час методами інструментальної твердості показано, що інтегральні значення пластичності, твердості та модуля Юнга для зазначених зон близькі між собою [10].

При зростанні температури випробувань до 900 °С твердість зварного шва (2,1...2,4 ГПа) набагато перевищує таку для основного металу (1,6...1,8 ГПа). Спостерігається також, як і для вихідного металу, зростання  $H_v$  в області 600 °С (рис. 9).

Таким чином, в результаті зварювання формується менш дисперсна, мінлива за шириною шва структура, що проявляється також в зниженні її механічних характеристик; показник пластичності при цьому залишається на такому ж невисокому рівні, як у вихідного металу (див. табл. 1, 3), тобто

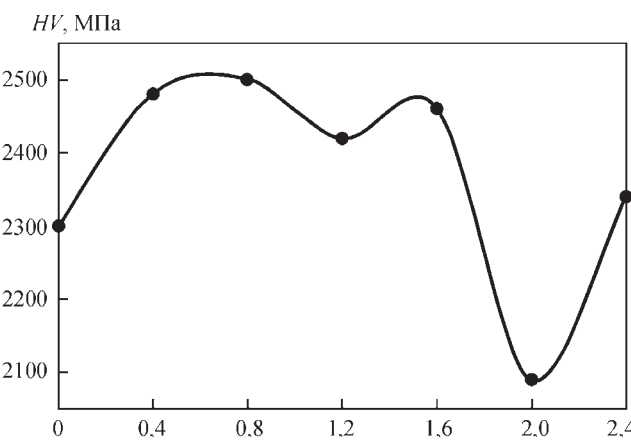


Рис. 8. Розподіл твердості окремих ділянок зварного з’єднання інтерметаліду  $\text{Ni}_3\text{Al}$

Таблиця 3. Вплив термічної обробки на механічні властивості (випробування на згин) зварних з’єднань інтерметаліду  $\text{Ni}_3\text{Al}$ . Зварювання в стані поставки

Термічна обробка	$\sigma_{0,02}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$H_v$ , МПа	$E$ , МПа
Без термічної обробки	430	Крихке руйнування	504	0,09	2500	2275
1100 °С, 2 год	323	—»—	395	0,07	2270	—
1150 °С, 2 год	310	—»—	385	0,17	2300	—
1200 °С, 2 год	160	—»—	164	0,1	—	1714

Примітка.  $E$ ,  $H_v$  – для термооброблених зварних з’єднань ми не визначали, а для зварного з’єднання у вихідному стані модуль та твердість визначали з вимірювань інструментальної твердості;  $\sigma_{0,02}$  – це не стандартна механічна характеристика, яка характеризує мікропластичність і визначається при деформації 0,02 % для порівняння матеріалів, що руйнуються крихко;  $\sigma_{0,2}$  – стандартна характеристика при деформації 0,2 % – межа плинності, яку не можна визначити за діаграмою наших інтерметалідів, тому що зразки руйнуються крихко.

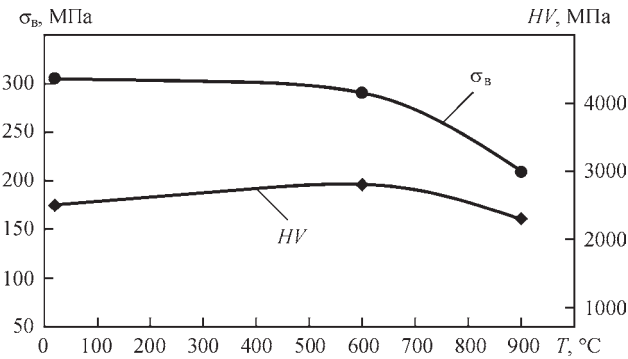


Рис. 9. Вплив температури випробування на межу міцності  $\sigma_b$  та твердість  $H_v$  зварного шва інтерметаліду  $Ni_3Al$

дисперсність і морфологія структури металу шва інтерметаліду  $Ni_3Al$  не є оптимальною.

З огляду на ці результати при вивченні зварюваності інтерметаліду  $Ni_3Al$  і сплавів на його основі слід більшу увагу звертати на локальні зміни структури металу швів, особливо при дослідженні механізму утворення тріщин, які до того ж найчастіше зароджуються на ділянках шва з підвищеною твердістю та дисперсністю структури (див. рис. 5). Очевидна також необхідність окремого розгляду питання впливу структурних змін при зварюванні на характер, механізм деформації та руйнування зварних з'єднань.

З метою покращення показників структури, отримання задовільного співвідношення характеристик міцності й пластичності, зменшення залишкових напружень проведено комплексне дослідження впливу термічної обробки на властивості зварних

Таблиця 4. Вплив термічної обробки після попереднього стабілізуючого відпалу  $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 2 г та зварювання на механічні властивості (випробування на згин) зварних з'єднань інтерметаліду  $Ni_3Al$

№ з/п	Термічна обробка	$\sigma_{0,02}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %
1*	$1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 2 год	270	304	325	0,35
2	$1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 5 год	—	290	345	1,2
3*	$1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 10 год	245	270	310	1,58

\* – матеріал іншої плавки.

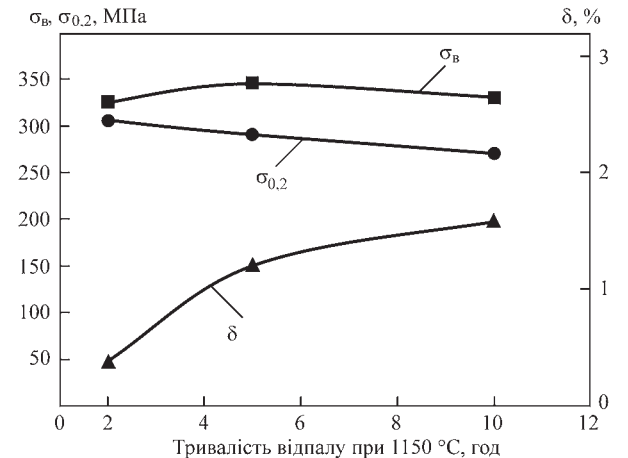


Рис. 10. Вплив тривалості відпалу при  $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$  на механічні характеристики зварного з'єднання інтерметаліду  $Ni_3Al$ . Температура випробувань  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$

з'єднань. При цьому термічну обробку проводили, як і для вихідного металу, в діапазоні температур  $800\ldots1300\text{ }^{\circ}\text{C}$  протягом  $1\ldots10$  год.

Як видно з результатів механічних випробувань (див. табл. 4, рис. 10), задовільне поєднання значень  $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$  досягається при температурах відпалу  $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Оптимальною тривалістю термічної обробки при зазначених температурах є 5 год (рис. 10). Збільшення тривалості до 10 год призводить до подальшого підвищення пластичності, проте при цьому характеристики міцності починають помітніше зменшуватися. Більш значне підвищення пластичності зварного з'єднання в результаті термічної обробки досягається на зразках, що попередньо перед зварюванням піддавали обробці на режимі  $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$  2 год (рис. 10).

Таким чином, реалізація результатів досліджень і запропонованих технологічних рішень при зварюванні зразків інтерметаліду  $Ni_3Al$  дозволяє запобігти утворенню тріщин та забезпечити механічні властивості зварних швів на рівні вихідних при одночасному підвищенні їхньої пластичності.

### Висновки

1. Інтерметалід  $Ni_3Al$ , який являє собою основу більшості сучасних ЖНС, відрізняється вкрай низькою пластичністю і високою схильністю до утворення тріщин при зварюванні плавленням.

2. Попередження утворення тріщин при ЕПЗ інтерметаліду  $Ni_3Al$  досягається при поєднанні таких технологічних засобів: термічна обробка і попередній підігрів зварюваних зразків, наскрізний провар, зниження жорсткості з'єднання, швидкості зварювання та концентрацій нагрівання. Для зразків завтовшки  $1,5\ldots2,5\text{ мм}$  це досягається при попередньому відпалі  $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$  2 год, підігріві порядку  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ , швидкості зварювання  $12\ldots17\text{ м/год}$  та силі струму зварювального променя  $\sim 15\ldots20\text{ мА}$  при гострому його фокусуванні, що забезпечує рівномірний наскрізний провар та якісне формування швів завширшки  $\sim 3,0\text{ мм}$ .

3. Підвищення пластичності зварних з'єднань при збереженні  $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $H_v$  та  $E$  на рівні вихідного матеріалу забезпечується поряд з дотриманням зазначених технологічних способів попередження утворення тріщин, застосуванням післязварювальної термічної обробки  $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$  2 год. При цьому забезпечується формування близької до рівноосної зеренної  $15\ldots17\text{ мкм}$  структури з упорядкованими квазікубічними частинками  $\gamma'$ -фази розміром близько  $0,5\ldots0,7\text{ мкм}$  та збереження стехіометричного складу інтерметаліду  $Ni_3Al$ .

### Список літератури

1. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. (2013) Високотемпературные интерметаллидные сплавы для



деталей ГТД. *Авиационные материалы и технологии*, **3**, 26–31.

2. Верин А.С. (1997) Интерметаллид  $Ni_3Al$  как основа жаропрочного сплава. *МиТОМ*, **5**, 70–73.
3. Ломберг Б.С., Овсенян С.В., Бакрадзе М.М., Мазалов И.С. (2012) Высокотемпературные жаропрочные никелевые сплавы для деталей газотурбинных двигателей. *Авиационные материалы и технологии*, **5**, 52–57.
4. Колобов Ю.Р., Каблов Е.Н., Козлов Э.В. и др. (2008) *Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением*. Москва, Издательский дом МИСИС.
5. Шапошников Н.А. (1951) *Механические испытания металлов*. Москва, Машгиз.
6. Гудцов Н.Т., Лозинский И.Г. (1952) Изучение процесса старения металлов и сплавов измерением твердости при нагреве в вакууме. *Журнал технической физики*, **8**(22), 12–49.
7. Massalski, T.B., Murray, J.L., Bennett, L.H., Baker, H. (1986) Binary alloy phase diagrams. Metals Park, Ohio. *American Society for Metals*, **1**, 1002.
8. Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Гончарук В.А. и др. (2013) Структура и механические свойства быстрозакаленного интерметаллида  $Ni_3Al$ . *Электронная микроскопия и прочность материалов*, **19**, 78–85.
9. Yushchenko, K.A., Makhnenko, V.I., Savchenko, V.S., Chervyakov, N.O. (2006) Investigation of thermal-deformation state of welded joints in stable austenitic steels and nickel alloys. *Intern. Inst. of Welding*, Doc. IX-2224-06, 10.
10. Mordel, L., Chugunova, S., Grinkevych, K. et al. (2013) The mechanical and tribological properties of welding joint of the  $Ni_3Al$  intermetallic. *Proc. of the 4th International Conference HighMatTech, Kiev, Ukraine, October 7–11*.

## References

1. Bazyleva, O.A., Arginbaeva, E.G., Turenko, E.Yu. (2013) High-temperature intermetallic alloys for GTE parts. *Aviats. Materialy i Tekhnologii*, **3**, 26–31 [in Russian].
2. Verin, A.S. (1997) Intermetallic  $Ni_3Al$  as the base of heat-resistant alloy. *MiTOM*, **5**, 70–73 [in Russian].
3. Lomberg, B.S., Ovsenyan, S.V., Bakradze, M.M., Mazalov, I.S. (2012) High-temperature heat-resistant nickel alloys for parts of gas-turbine engines. *Aviats. Materialy i Tekhnologii*, **5**, 52–57 [in Russian].
4. Kolobov, Yu.R., Kablov, E.N., Kozlov, E.V. et al. (2008) *Structure and properties of intermetallic materials with nanophase strengthening*. Moscow, MISIS [in Russian].
5. Shaposhnikov, N.A. (1951) *Mechanical tests of metals*. Moscow, Mashgiz [in Russian].
6. Gudtsov, N.T., Lozinsky, I.G. (1952) Study of ageing process of metals and alloys by hardness measurement in vacuum heating. *Zh. Tekhnicheskoy Fiziki*, **8**(22), 12–49 [in Russian].
7. Massalski, T.B., Murray, J.L., Bennett, L.H., Baker, H. (1986) Binary alloy phase diagrams. Metals Park, Ohio. *American Society for Metals*, **1**, 1002.
8. Milman, Yu.V., Chugunova, S.I., Goncharuk, V.A. et al. (2013) Structure and mechanical properties of rapid-quenched intermetallic  $Ni_3Al$ . *Elektronnaya Mikroskopiya i Prochnost Materialov*, **19**, 78–85 [in Russian].
9. Yushchenko, K.A., Makhnenko, V.I., Savchenko, V.S., Chervyakov, N.O. (2006) Investigation of thermal-deformation state of welded joints in stable austenitic steels and nickel alloys. *IIW Doc. IX-2224-06*, 10.
10. Mordel, L., Chugunova, S., Grinkevych, K. et al. (2013) The mechanical and tribological properties of welding joint of the  $Ni_3Al$  intermetallic. *In: Proc. of the 4th Int. Conf. on High-MatTech (Kyiv, Ukraine, October 7–11)*.

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF $Ni_3Al$ INTERMETALLIC

I.S. Gakh<sup>1</sup>, B.O. Zaderyi<sup>1</sup>, G.V. Zvyagintseva<sup>1</sup>, I.V. Honcharova<sup>2</sup>, V.V. Kuprin<sup>2</sup>, S.I. Chugunov<sup>2</sup>

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

E-mail: gakh@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Frantsevych Institute for Problems of Materials Science of the NAS of Ukraine. 3 Krzhyzhanovskiy Str., 03142, Kyiv, Ukraine.

E-mail: irina@ipms.kiev.ua

Welded samples of  $Ni_3Al$  intermetallic – the main strengthening phase of high-temperature nickel alloys were taken as an example to define the main problems arising in fusion welding of this class of materials. Features of weld formation, structural and phase changes, and mechanical properties of the welded joints are considered. Conditions of cracks initiation and methods to prevent them are determined. The influence of welding modes and heat treatment on the structure, strength and ductility characteristics was studied. Mechanical properties of welded joints in the temperature range of 20...1200 °C were assessed. Schemes and modes of welding and heat treatment are proposed, which allow preventing cracking and ensure equal strength of welded joints and base metal at improvement of their ductility. 10 Ref., 4 Tabl., 10 Fig.

**Keywords:**  $Ni_3Al$  intermetallic, welded joints, structure, mechanical properties, crack resistance, welding and heat treatment modes

Надійшла до редакції  
23.05.2022



# ЖУРНАЛИ

## для професіоналів

Видається з 1948 р.  
Виходить 12 разів на рік  
ISSN 0005-111X  
doi.org/10.37434/as  
Передплатний індекс 70031

Видається з 2000 р.  
Виходить 12 разів на рік  
ISSN 0957-798X  
doi.org/10.37434/twj  
Передплатний індекс 21791

Видається з 1989 р.  
Виходить 4 рази на рік  
ISSN 0235-3474  
doi.org/10.37434/tndk  
Передплатний індекс 74475

Видається з 1985 р.  
Виходить 4 рази на рік  
ISSN 2415-8445  
doi.org/10.37434/sem  
Передплатний індекс 70693

# КОРОЗІЙНО-МЕХАНІЧНА ТРИВКІСТЬ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СПЛАВУ АМГ5М, ОТРИМАНИХ У РІЗНИХ ПРОСТОРОВИХ ПОЛОЖЕННЯХ СТИКІВ

Л.І. Ниркова, С.О. Осадчук, С.Ю. Коваленко, Л.В. Гончаренко, А.В. Клименко

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

Оцінено опірність суцільній корозії основного металу сплаву АМГ5М системи легування Al–Mg, визначено групи тривкості в рухомому потоці 3%-го NaCl «стійкий», в 3% NaCl+0,1% H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>, нейтральному соляному тумані, періодичному зануренні в 3 %-й NaCl, за підвищеної вологості – «підвищено стійкий». Випробуваннями зварних з'єднань, виконаних у різних просторових положеннях стиків (0, 30 та 90°) відносно горизонтальної площини, встановлено, що на опірність розшарувальній корозії не впливає просторове положення пластин при зварюванні, а найменша глибина міжкристалітної корозії встановлена для з'єднань, отриманих під кутом 30° (0,080 мм). Виявлено особливості електрохімічних властивостей зварного з'єднання, отриманого під кутом 30°: більш позитивний потенціал корозії та найменший порівняно з іншими зварними швами граничний дифузійний струм. У змодельованих умовах нейтрального соляного туману впродовж 180 діб встановлено зменшення міцнісних і пластичних властивостей з'єднань: у ненапруженому стані межа міцності зменшується не більше ніж на 2 %, межа плинності – приблизно на 1...7 %, відносне подовження – на 12...28 %. У напруженому стані показники зменшуються інтенсивніше: межа міцності на 7...18 %, межа плинності – на 2...52 %, а відносне подовження – на 8...92 % відповідно. Руйнування з'єднань відбувається по зоні сплавлення та зоні термічного впливу, в деяких випадках – по зварному шву, а зразків, що випробовувалися у напруженому стані, по корозійним дефектам. Не виявлено переважного впливу просторового положення при зварюванні заготовок на корозійну тривкість зварних з'єднань. Запропоновано використовувати ці з'єднання за умови оптимального вибору просторового положення при зварюванні, що забезпечить найбільш прийнятні показники механічних властивостей. Бібліогр. 14, табл. 3, рис. 8.

*Ключові слова:* алюмінієвий сплав АМГ5М, зварні з'єднання, просторове положення стиків, корозійно-механічна тривкість, потенціометрія, вольт-амперометрія, міжкристалітна корозія, розшарувальна корозія, корозія при постійній деформації, прискорені корозійні випробування

**Вступ.** Високолеговані сплави серії АМГ5, АМГ6, АМГ6-1 та ін. набули широкого промислового застосування як конструкційні матеріали в літакобудуванні, космічних апаратах, суднобудуванні, зварювальних ємностях тощо, що обумовлено не лише їхньою високою міцністю, корозійною стійкістю, підвищеною пластичністю, які властиві пересиченому твердому розчину магнію в алюмінії, а й високою здатністю до зварювання і відсутністю необхідності у зміцнювальній термічній обробці [1–4].

Одним з основних чинників прогнозування тривалої працездатності конструкції є зміна здатності конструкції та окремих вузлів витримувати навантаження від впливу корозійних процесів (зміна механічних, міцнісних, втомних властивостей матеріалу) [5–9].

Для сплавів системи Al–Mg утворення неперервних ниткоподібних ланцюгів β'-фази призводить до падіння пластичності, що зумовлює дотримання вимог оптимальних режимів термічної обробки сплавів. За умов низькотемпературного, але довготривалого нагрівання розпад пересиченого твердого розчину різко погіршує стійкість до

міжкристалітної корозії, особливо в зоні зварного шва. Зокрема, підвищення температури нагрівання від 100 до 200 °C призводить до розвитку міжкристалітної корозії основного металу (глибиною до 0,140 мм), зростання глибини міжкристалітної корозії зварного з'єднання від 0,105 до 0,280 мм (по зоні термічного впливу) та до 0,560 мм (по зоні сплавлення) [1].

Тривалий відпал сплаву АМГ6 (більше 8 год) за температур 150, 200, 225 °C призводить до підвищення схильності до міжкристалітної корозії в розчині 3% NaCl + 1% HCl упродовж 30 діб [9]. При підвищенні температури відпалу швидкість суцільної корозії також зростає приблизно від 4 (відпал 125 °C) до ~10 г/(м<sup>2</sup>·год) (відпал 150 °C) та 7 г/(м<sup>2</sup>·год) (відпал 225 °C).

Для алюмінієвого сплаву 5056, що деформується, через перенасичення алюмінієвої матриці магнієм існує висока ймовірність виділення фази β-Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>. Наявність інших інтерметалідів (субмікроскопічних та крупніших Al<sub>12</sub>Mg<sub>2</sub>Cr, Al<sub>6</sub>(Mn, Fe)) суттєво не впливає на його корозійну тривкість [3].

Опірність сплавів системи Al–Mg міжкристалітній і розшарувальній корозії, а також корозій-

Ниркова Л.І. – <https://orcid.org/0000-0003-3917-9063>, Осадчук С.О. <https://orcid.org/0000-0001-9559-0151>, Коваленко С.Ю. – <https://orcid.org/0000-0001-5012-3437>, Гончаренко Л.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8371-2078>, Клименко А.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9148-8221>

© Л.І. Ниркова, С.О. Осадчук, С.Ю. Коваленко, Л.В. Гончаренко, А.В. Клименко, 2022

ному розтріскуванню обумовлена зародженням перехідної ( $\beta'$ ) і рівноважної ( $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>) фаз на межі розділу (зерна, інтерметалідні частки тощо) та дислокаціях через розпад твердого розчину [2]. Потенціал корозії  $\beta$ -фази в нейтральному водному середовищі становить  $-0,930$  В, у кислому – різниця потенціалів між фазами і твердим розчином становить  $0,338$ , в лужному –  $0,24$  (для сплавів з вмістом  $1\%$  Mg) і  $0,18$  В (для сплавів з вмістом  $9\%$  Mg). Процес корозії в нейтральних і кислих середовищах лімітується електрохімічним розчиненням частинок, що виходять на поверхню сплаву і безпосередньо контактують з електролітом. Глибина пітингу в морській воді для сплаву АМг5М протягом першого року експлуатації може сягати  $1,50$ , протягом п'яти років –  $2,47$  мм. З іншого боку, сприятливий вплив структурної анізотропії, властивий для сплавів у незагартованому стані, при якому прискорюється розпад твердого розчину та не відбувається зміни характеру розподілу виділень на межах зерен, призводить до суттєвого підвищення стійкості до пітингової корозії. Гартування сумарним ступенем деформації  $50\%$  з подальшим стабілізаційним відпалом суттєво підвищує міцнісні властивості сплавів Al–Mg зі збереженням задовільних характеристик пластичності та не погіршує корозійну тривкість [10].

Для алюмінієвих сплавів, що термічно зміцнюються, властиве зниження межі корозійної втоми. Для сплавів АМг6 і АМг6-1 в  $3\%$ -му розчині NaCl зниження цього показника становило  $40\ldots 60\%$  при  $N = 5 \cdot (10^6 \ldots 10^7)$  циклах навантаження, що обумовлено структурною електрохімічною гетерогенністю сплаву, і, як наслідок, зміщенням електродного потенціалу в область від'ємніших значень при навантаженнях, які зростають з рівнем циклічних напружень [11].

Властивості алюмінієвих сплавів залежать від наявності вторинних фаз, які утворюються при фазових перетвореннях під час формування та обробки. Для підвищення комплексу експлуатаційних характеристик сплавів системи Al–Mg одним з найбільш перспективних заходів є легування скандієм [12], при якому формується лита недритна дрібнозерниста структура та підвищується пластичність, тріщиностійкість матеріалу, температура рекристалізації холоднодеформованих напівфабрикатів завдяки утворенню дисперсних Al<sub>3</sub>Sc часток в об'ємі матеріалу та опірності локальній корозії. Гаряче деформування методом прокатки та пресування сприяє підвищенню межі багатоциклової втомної міцності сплаву на  $20\%$  до  $190\ldots 195$  МПа та забезпечує високу опірність основного металу і зварних з'єднань розшарувальній корозії. На корозійну тривкість, крім електрохімічної гетерогенності структурних складо-

вих, впливає руйнування поверхневих захисних плівок під час прикладання напружень розтягу або стиску [13].

При всіх методах зварювання плавленням зварні з'єднання сплаву системи Al–Mg мають високі механічні властивості [13], що забезпечило їх широке застосування в різних галузях промисловості, зокрема суднобудуванні. Під час ремонтно-відновлювальних робіт виникає необхідність зварювати безпосередньо на об'єкті, коли з'єднувальні фрагменти розташовуються не завжди горизонтально. Ймовірно, що властивості зварних з'єднань, отриманих у різних просторових положеннях відносно горизонтального, можуть відрізнятися. На сьогодні даних щодо впливу просторового положення зварювальних елементів на корозійно-механічну тривкість зварних з'єднань не знайдено. Мета роботи – дослідити та оцінити корозійно-механічну тривкість зварних з'єднань сплаву АМг5М, отриманих у різних просторових положеннях стиків.

**Методика експериментів.** Досліджували зразки основного металу і зварних з'єднань алюмінієвого сплаву АМг5М завтовшки  $4$  мм, виконаних плавким електродом. Для зварювання сплаву застосовували дріт СвАМг6 діаметром  $1,6$  мм. Технологічні аспекти зварювання детально обговорено в роботі [14]. Хімічний склад сплаву (спектральний аналіз виконано на спектрометрі ДФС-36) у вагових відсотках такий:  $5,2$  Mg;  $0,2$  Cu;  $0,4$  Si;  $0,4$  Fe;  $0,4$  Mg;  $0,15$  домішки; решта Al.

Дослідження проводили на зварних з'єднаннях, виконаних вздовж напрямку прокату зі швидкістю  $40$  м/год [14]. Кут нахилу пальника під час зварювання становив  $0, 30 90^\circ$  відносно площини стику, відстань між соплом пальника і зварюваним металом –  $8\ldots 10$  мм, довжина дуги (відстань між металом і кінцем дроту) –  $3\ldots 5$  мм, витрати захисного газу –  $40$  л/хв.

Мікроструктуру зварних з'єднань досліджували на металографічних шліфах, які готували за стандартною методикою. Мікроструктуру виявляли електролітичним травленням у розчині складу:  $930$  мл  $\text{CH}_3\text{COOH} + 70$  мл  $\text{HClO}_4$ .

Електрохімічні дослідження проводили в  $3\%$ -му NaCl на зразках з'єднань, виконаних у горизонтальному, вертикальному положеннях та під кутом  $30^\circ$  відносно горизонтальної площини за допомогою притискної комірки з робочою площею  $1,44 \cdot 10^{-5}$  (для основного металу),  $1,96 \cdot 10^{-5}$  м<sup>2</sup> (для зварного з'єднання). Застосовували методи потенціометрії, вольт-амперометрії, потенціостат ПИ-50-1.1 і програматор Пр-8. Робочим електродом слугували основний метал та зварний шов зварного з'єднання, електродом порівняння – насичений хлорид-срібний електрод ЭВЛ-1М1, до-



поміжним – платиновий електрод. Перед зняттям кривих поверхню зразків зачищали і знежирювали. Вольт-амперні криві знімали в потенціодинамічному режимі зі швидкістю розгортки потенціалу  $5 \cdot 10^{-4}$  В/с.

Опірність суцільній корозії визначали методом масометрії за стандартною методикою. Швидкість втрати маси зразків  $v_m$ , г/(м<sup>2</sup>·год) обчислювали за зміною маси зразка і тривалості досліджень за формулою

$$v_m = \frac{\Delta m}{ST}, \quad (1)$$

де  $\Delta m = m_1 - m_2$  – корозійні втрати зразка, г;  $m_1$ ,  $m_2$  – маса зразка відповідно до і після корозійних випробувань, г;  $S$  – площа поверхні зразка, м<sup>2</sup>;  $T$  – тривалість досліджень, год.

Лінійну швидкість корозії  $v_l$  (мм/рік) розраховували за формулою:

$$v_l = \frac{8760 v_m}{\rho}, \quad (2)$$

де  $\rho$  – густина металу, г/см<sup>3</sup>; 8760 – кількість годин у році.

Густина алюмінієвих сплавів, яка становить 2,7 г/см<sup>3</sup>, враховували при обчисленні.

Опірність міжкристалітній, розшарувальній корозії та корозійному розтріскуванню оцінювали відповідно до ГОСТ 9.021, ГОСТ 9.904, ГОСТ 9.019. Корозійні та корозійно-механічні дослідження основного металу та зварних з'єднань проводили на ненапружених зразках і зразках при постійній деформації. Зварний шов розташовували перпендикулярно напрямку дії напруження розтягу. Зразки у вигляді бруса навантажували за чотириточковою схемою за умови забезпечення постійного напруження в основному металі  $0,95 \sigma_T$  та проводили корозійні випробування у камері соляного туману впродовж 30 та 180 діб згідно з ГОСТ 9.913. На зразках після корозійних випробувань визначали механічні властивості. Механічні випробування проводили згідно з ГОСТ 1497 на машині ZDM зі швидкістю переміщення траверси 6 мм/хв до руйнування.

**Результати та їх обговорення.** Корпуси суден, виготовлені зі сплаву системи Al–Mg, можуть зазнавати атмосферної корозії при підвищеній вологості, у тому числі, при наявності хлоридів, корозії за умов періодичного змочування та рухомого потоку рідини, корозії при повному зануренні у хлоридвмісне середовище. Оскільки всі ці чинники можуть бути наявними одночасно, дослідили корозійну тривкість основного металу сплаву в часі з періодичним визначенням швидкості корозії з метою виявлення найбільш інтенсивного.

**Корозійні дослідження.** Основними видами корозійних уражень основного металу сплаву АМг5М у зазначених вище середовищах є потемніння поверхні та корозійні плями (рис. 1).

Найбільша швидкість корозії досягається через 30 діб експонування (рис. 1, а), з продовженням тривалості випробувань вона зменшується. Найбільша швидкість корозії спостерігалась у рухомому потоці (~0,03 мм/рік) і в нейтральному соляному тумані, ~0,02 мм/рік (рис. 2, криві 2, 5). За умов підвищеної вологості, в 3%-му NaCl та при періодичному зануренні у 3%-й NaCl значення швидкості корозії не

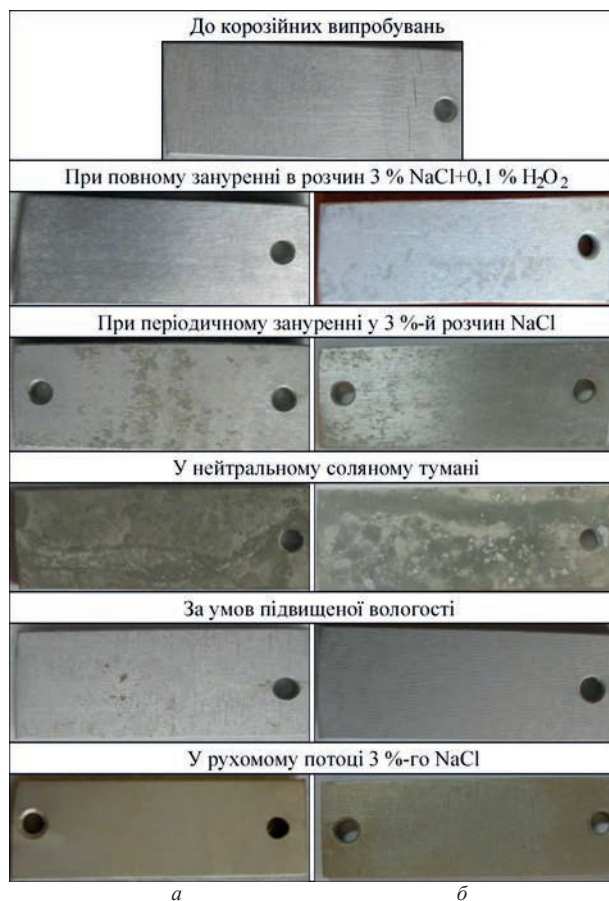


Рис. 1. Поверхні зразків основного металу сплаву АМг5М до та після корозійних випробувань в середовищах різної корозивності впродовж 30 (а), 90 (б) діб

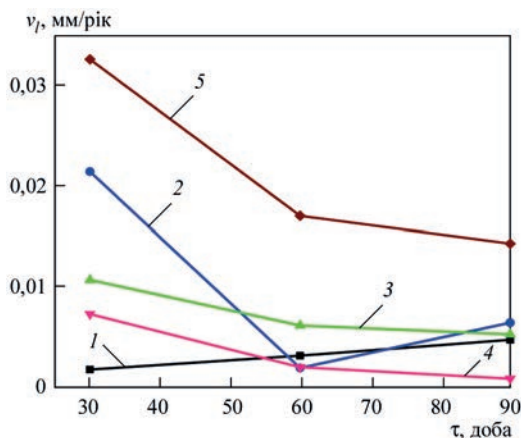


Рис. 2. Зміна швидкості корозії сплаву АМг5М впродовж різного часу в середовищах: 1 – 3% NaCl+0,1% H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>; 2 – нейтральний соляний туман; 3 – періодичне занурення у 3%-й розчин NaCl; 4 – підвищена вологість; 5 – рухомий потік 3%-го NaCl

перевищувало 0,01 мм/рік (рис. 2, криві 1...4), що відповідало групі стійкості металу – «стійкий».

З продовженням тривалості випробувань до 90 діб швидкість корозії сплаву зменшилася у всіх середовищах, але найбільші значення отримано в нейтральному соляному тумані та рухомому потоці рідини (рис. 2, криві 2, 5). Метал у цих середовищах віднесли до групи стійкості – «стійкий» згідно з ГОСТ 9.502. Після впливу розчину 3% NaCl + 0,1% H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> (рис. 2, крива 1), нейтрального соляного туману (рис. 2, крива 2) та періодичного занурення у 3%-й NaCl (рис. 2, крива 3), на поверхні утворилися корозійні плями, які через 90 діб вкривали площу відповідно на 10, 50 та 40 %. Подальші прискорені корозійні дослідження проводили у нейтральному соляному тумані, оскільки такі корозійні умови відтворюють вплив найвагоміших чинників – температури, хлоридів, тонкоплівкової корозії.

Отже, корозійна тривкість сплаву в рухомому потоці рідини оцінена балом 4, що відповідає групі стійкості «стійкий» (значення швидкості корозії знаходяться в інтервалі від 0,005 до 0,01 мм/рік). За інших корозійних впливів (у розчині 3% NaCl + 0,1% H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>, нейтральному соляному тумані, періодично-

му зануренні у 3%-й NaCl, за підвищеної вологості) корозійна тривкість сплаву оцінена балом 2...3, що відповідає групі стійкості «підвищено стійкий» (швидкість корозії не перевищує 0,01 мм/рік).

**Електрохімічні дослідження.** Потенціал корозії металу зварних швів, отриманих у горизонтальному та вертикальному положеннях від'ємніше, ніж основного металу приблизно на 14 та 43 мВ відповідно, зварних швів, виконаних під кутом 30°, позитивніше майже на 75 мВ (рис. 3, а). Різниця потенціалів між основним металом та металом шва для зварних швів, отриманих у вертикальному положенні та під кутом 30° перевищує допустиме (табл. 2). Зазначимо, що згідно з ГОСТ 9.005 допустимим вважають контакт різних зон зварного з'єднання, якщо різниця потенціалів між основним металом і зварним швом не перевищує 30...50 мВ.

З аналізу поляризаційних кривих встановили, що у 3%-му розчині NaCl корозія відбувається з катодним контролем (дифузійним) (рис. 3, з–е). Довжина області активного анодного розчинення на зварних швах, отриманих у горизонтальному і вертикальному положеннях, незначно більша, ніж на основному металі, на зварному шві, отриманому під кутом 30°, менше.

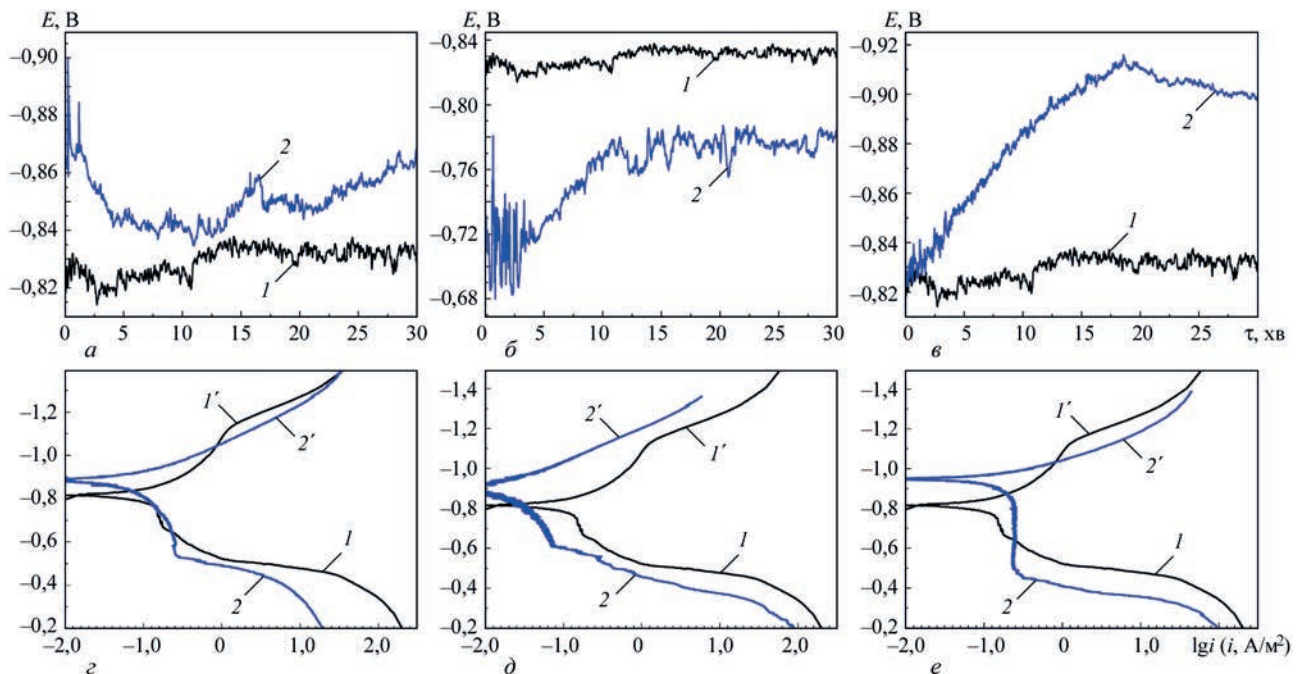


Рис. 3. Потенціали корозії (а–в) та вольт-амперні криві (з–е) у 3 %-му NaCl на основному металі (1') сплаву АМг5М і зварних швах (2'), отриманих у просторових положеннях: а, з – 0°; б, д – 30°; в, е – 90°: 1, 2 – анодні криві; 1', 2' – катодні криві

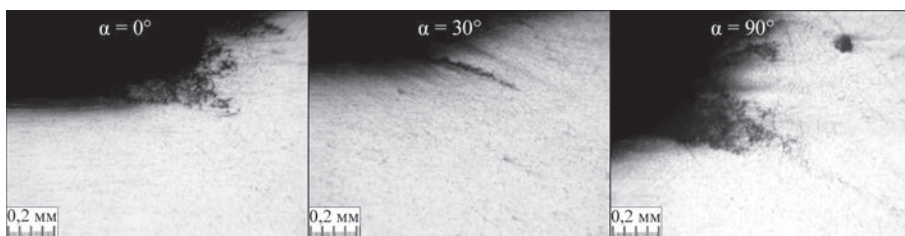


Рис. 4. Шліфи зварних зразків сплаву АМг5М, отриманих під різними кутами нахилу до горизонтальної площини при зварюванні, після випробувань опірності міжкристалітній корозії

Таблиця 1. Електрохімічні характеристики основного металу та зварних швів зварного з’єднання сплаву системи Al–Mg

Кут зварювання, град	Зона ЗЗ	$E_k$ , В	Електрохімічні характеристики процесу		
			анодного	катодного	
			$b_a$ , В	$i_d$ , А/м <sup>2</sup>	$E_{H_2}$ , В
-	ОМ	-0,856	0,037	0,74	-1,13
0	ЗШ	-0,870	0,090	0,317	-1,10
30		-0,781	0,040	0,014	-1,12
90		-0,899	0,043	0,89	-1,13

Примітка.  $E_k$  – потенціал корозії  $b_a$  – нахил анодної поляризаційної кривої;  $i_d$  – граничний дифузійний струм;  $E_{H_2}$  – потенціал виділення водню

Нахили анодних кривих дорівнюють 0,037 В для основного металу сплаву, 0,09, 0,04 і 0,043 В для зварних швів, виконаних у положеннях 0, 30 і 90° відповідно. Збільшення нахилу для зварного шва, звареного у горизонтальному положенні, може свідчити про можливість його більш активного розчинення. Граничний струм відновлення кисню становив 0,74 А/м<sup>2</sup> на основному металі, 0,317, 0,014 і 0,895 А/м<sup>2</sup> на зварних швах, виконаних у положеннях 0, 30 і 90° відповідно. Потенціал початку виділення водню на основному металі та зварних швах мало відрізнявся і знаходився в межах від -1,10 до -1,13 В.

Оскільки у 3%-му розчині NaCl корозія сплаву перебігає з кисневою деполяризацією, можна очікувати, що досліджені зварні з’єднання проявлятимуть опірність корозії не гірше за основний метал. Однак відзначено деякі особливості електрохімічних властивостей зварного з’єднання, отриманого під кутом 30°, а саме: більш позитивний потенціал корозії та найменший порівняно з іншими зварними швами граничний дифузійний струм. Зроблено

припущення, що зварне з’єднання з такими електрохімічними властивостями, за умови задовільних інших показників (механічна міцність, пластичність, властивості мікроструктури) матиме найбільшу корозійну тривкість порівняно зі з’єднаннями, отриманими в інших просторових положеннях.

Дослідження опірності міжкристалітній корозії. З аналізу результатів видно, що при всіх кутах зварювання глибина міжкристалітного руйнування становила від 0,08 до 0,150 мм. Найменшу глибину міжкристалітної корозії відзначено при зварюванні при куті зварювання 30°, найбільшу – при 0 та 90° (табл. 2).

Дослідження опірності розшарувальній корозії. Основні ознаки розшарувальної корозії зварних з’єднань, виконаних у різних просторових положеннях, наведені в таблиці 3.

Кут зварювання, град	Максимальна глибина руйнування границь зерен в зоні термічного впливу
0	0,150 ± 0,050
30	0,080 ± 0,025
90	0,150 ± 0,050

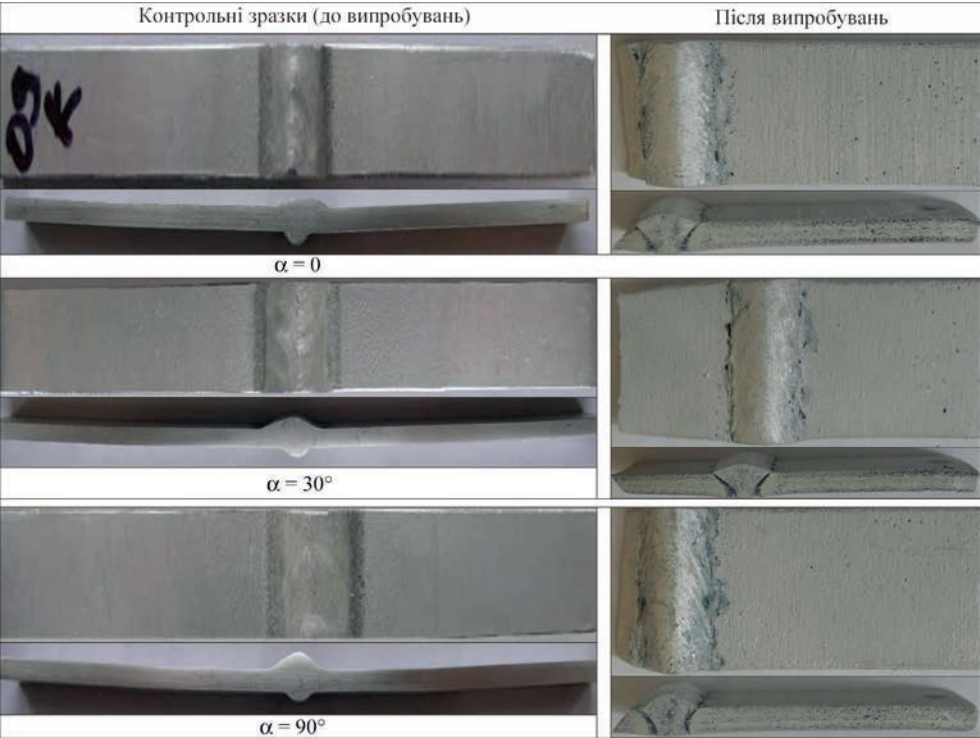


Рис. 5. Поверхні зразків зварних з’єднань сплаву АМг5М, отриманих під різними кутами нахилу до горизонтальної площини при зварюванні, після випробувань опірності розшарувальній корозії



женнях, такі (рис. 5): зміна кольору поверхні, що найбільше виражено по лінії сплавлення шва з основним металом, поодинокі дрібні пітинги на поверхні основного металу та лицьового шва, скупчення пітингів на торцях на лінії сплавлення шва з основним металом та по основному металу.

Слід відзначити, що діаметр пітингів не перевищував 1 мм. Будь-яких візуально помітних змін ознак розшарувальної корозії зразків залежно від швидкості зварювання або просторового положення пластин під час зварювання не виявлено. Стійкість всіх досліджених зразків оцінено балом 3 за десятибальною шкалою. Ймовірно, що опірність розшарувальній корозії буде визначатися тривкістю основного металу.

Таким чином, встановлено, що на опірність розшарувальній корозії всіх досліджених зварних з'єднань сплаву, отриманого із застосуванням зазначених прийомів зварювання, просторове положення заготовок не впливає.

Дослідження опірності корозії під напруженням в нейтральному соляному тумані. Після випробувань зразків основного металу в напру-

женому стані вже після 30 діб контактування з середовищем на їх поверхні виявлено дрібні пітинги і корозійні виразки (рис. 6). Зі збільшенням тривалості витримки зразків у корозивному середовищі до 180 діб корозійні пошкодження розвиваються активніше, збільшується їхній діаметр, глибина, ступінь ураження. Характерними ознаками корозії напружених зразків також є потемніння поверхні, утворення скупчень пітингів і корозійних виразок, розміри яких та ступінь ураження поверхні виразками зростають із збільшенням тривалості контакту із середовищем (рис. 6). Максимальна глибина виразок сягає 2 мм.

Зовнішні ознаки корозії зразків основного металу сплаву корелюють зі значеннями швидкості корозії (рис. 7).

На поверхні зразків зварних з'єднань, що виконані у горизонтальному положенні (кут зварювання  $0^\circ$ ), при випробуванні в ненапруженому стані впродовж від 30 до 180 діб як на основному металі, так і в зоні шва основними видами корозійних уражень також є потемніння поверхні й корозійні плями (рис. 6).

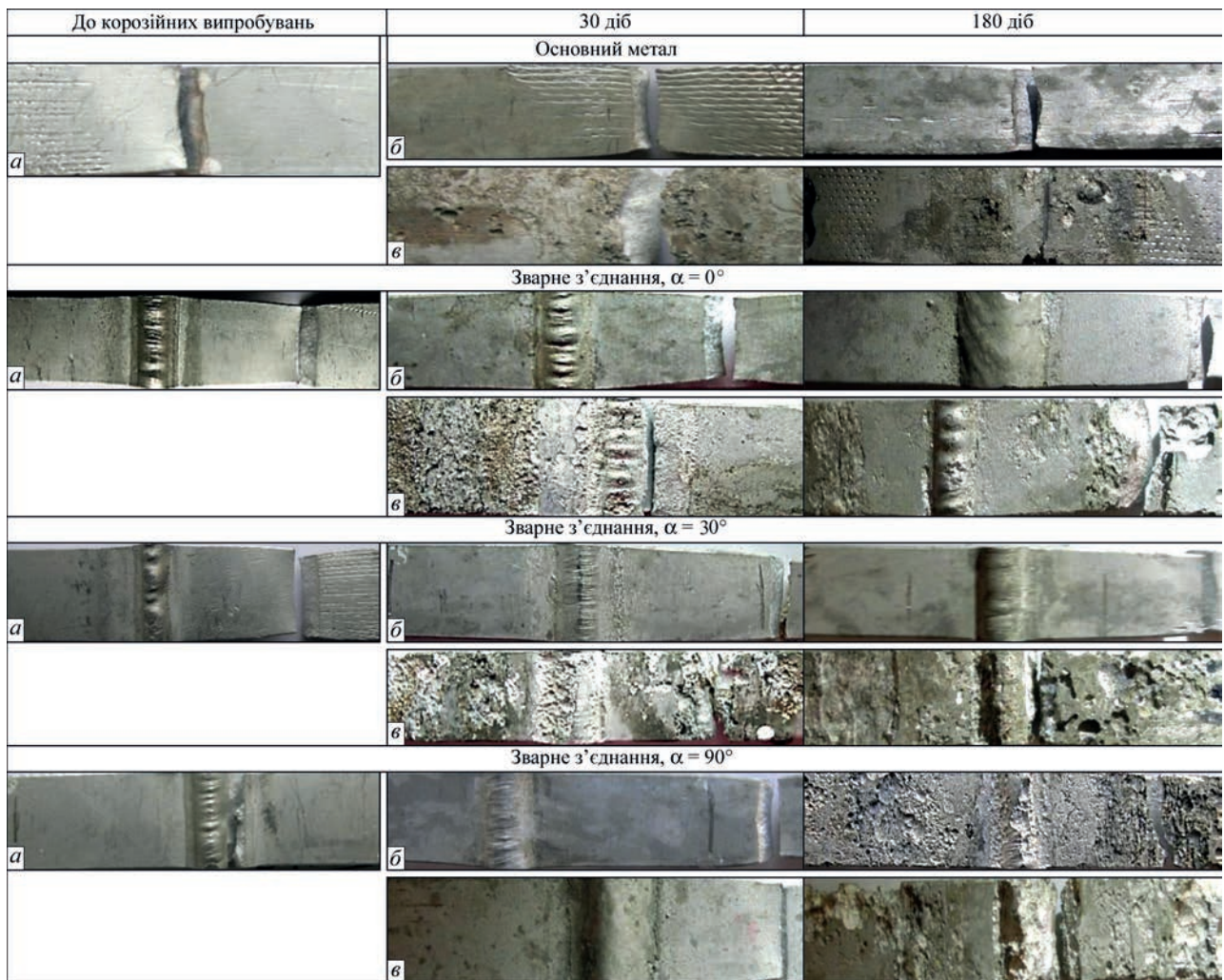


Рис. 6. Поверхні робочої частини зразків основного металу та зварних з'єднань сплаву АМг5М, отриманих при зварюванні під різними кутами відносно горизонтальної площини в області розриву до (а), після корозійно-механічних випробувань у ненапруженому (б) і напруженому (в) станах впродовж різного часу

Швидкість корозії зразків зменшувалася при тривалості корозійних випробувань від 30 до 180 діб:

у ненапруженому стані для основного металу від 0,0071 до 0,0010 мм/рік; для зварних з'єднань, виконаних під кутом  $\alpha = 0^\circ$ , від 0,0094 до 0,0013;  $30^\circ$  від 0,0035 до 0,000023;  $90^\circ$  від 0,0121 до 0,0007 мм/рік;

у напруженому стані – для основного металу від 0,7807 до 0,4132 мм/рік; для зварних з'єднань, виконаних під кутом  $\alpha = 0^\circ$ , від 0,8678 до 0,1167; під кутом  $30^\circ$  0,7104 до 0,3538; під кутом  $90^\circ$  від 0,4966 до 0,6562 мм/рік.

Отже, швидкість корозії зразків у навантаженому стані закономірно вище, ніж у ненапруженому (рис. 7, б). Згідно зі шкалою корозійної стійкості в напруженому стані сплав і зварні з'єднання незалежно від кута зварювання відносяться до групи стійкості «повністю стійкі» в нейтральному соляному тумані (швидкість корозії менше 0,001 мм/рік). В нейтральному соляному тумані при навантаженні за напруження  $0,95\sigma_T$  як основний метал сплаву, так і зварні з'єднання відповідають групі стійкості «поширено стійкі».

Треба відзначити, кут зварювання пластин не впливає на корозійну тривкість зварних з'єднань,

яка практично дорівнює корозійній тривкості основного металу.

Після випробувань на статичний розтяг руйнування зразків основного металу в стані до корозійних випробувань відбулося в робочій частині, злам був в'язким; межа міцності становила 308 МПа, межа плинності – 149,7 МПа (рис. 8, а), відносне подовження – 25 %.

Руйнування зразків зварних з'єднань до корозійних випробувань відбулося на відстані від лінії сплавлення приблизно 15...17 мм при  $\alpha = 0^\circ$ ; 12...16 мм при  $\alpha = 30^\circ$ ; 10...12 мм при  $\alpha = 90^\circ$ .

Межа міцності з'єднань при збільшенні кута зварювання в ряду  $0 \rightarrow 30 \rightarrow 90^\circ$  становила 296,5  $\rightarrow$  298,6  $\rightarrow$  291,1 МПа, межа плинності – 132,3  $\rightarrow$  142,0  $\rightarrow$  140,9 МПа (рис. 8, а). Злам мав в'язкий характер для всіх з'єднань.

*Ненапружений стан.* В ненапруженому стані характеристики міцності й плинності основного металу сплаву та всіх зварних з'єднань після корозійних випробувань упродовж 30...180 діб змінюються мало (рис. 8, а).

Через 180 діб випробувань межа міцності змінюється:

для основного металу від 308 до 307,9 МПа, тобто менше ніж на 1 %;

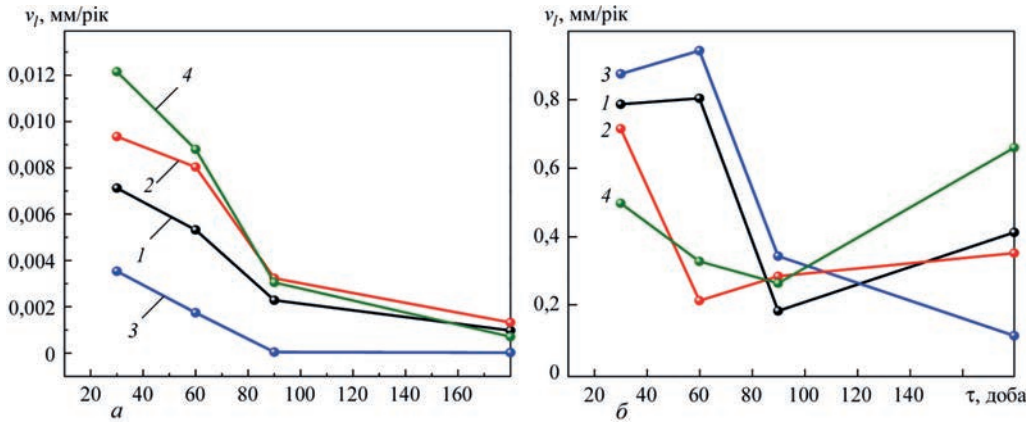


Рис. 7. Швидкість корозії зразків основного металу та зварних з'єднань, сплаву АМг5М, виконаних при швидкості зварювання  $v_{зв} = 40$  м/год під різними кутами відносно горизонтальної площини, після випробувань за умов нейтрального соляного туману в ненапруженому (а) і напруженому (б) стані впродовж 180 діб: 1 – основний метал; 2–4 зварні з'єднання отримані під кутами 0, 30,  $90^\circ$

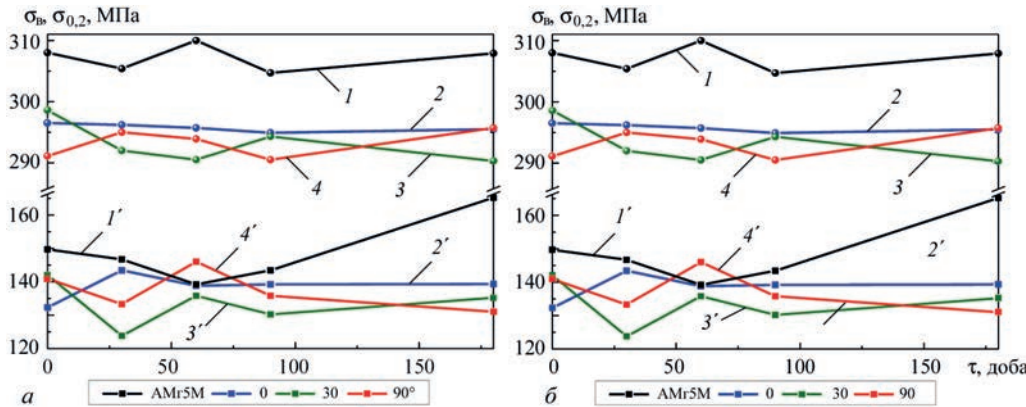


Рис. 8. Зміна межі міцності (1–4) та межі плинності (1'–4') основного металу та зварних з'єднань сплаву АМг5М, отриманих у просторових положеннях 0, 30 та  $90^\circ$  після випробувань за умов нейтрального соляного туману в ненапруженому (а) та напруженому (б) станах впродовж різного часу



для зварних з'єднань залежно від кута зварювання:

при  $\alpha = 0^\circ$  від 296,2 до 295,5 МПа, тобто менше ніж на  $\sim 1\%$ ;

при  $\alpha = 30^\circ$  від 298,6 до 290,3 МПа, тобто на  $\sim 2\%$ ;

при  $\alpha = 90^\circ$  від 291,1 до 295,7 МПа, тобто на  $\sim 2\%$ .

За таких корозійних умов межа плинності змінюється:

для основного металу – від 149,7 до 145,2 МПа, тобто на  $\sim 3\%$ ;

для зварних з'єднань залежно від кута зварювання при:

$\alpha = 0^\circ$  від 132,3 до 131,2 МПа, тобто на  $\sim 1\%$ ;

$\alpha = 30^\circ$  від 142,0 до 135,2 МПа, тобто на  $\sim 5\%$ ;

$\alpha = 90^\circ$  від 140,9 до 131,0 МПа, тобто на  $\sim 7\%$ .

Інтенсивніше контакт з корозивним середовищем вплинув на відносне подовження, що призвело до його зниження. Для основного металу відносне подовження зменшується від 25 до 19,3 % (на  $\sim 23\%$ ), для зварних з'єднань при  $\alpha = 0^\circ$  від 23,1 до 20,3 (на  $\sim 12\%$ ); при  $\alpha = 30^\circ$  від 25,2 до 18,1 % (на  $\sim 28\%$ ); при  $\alpha = 90^\circ$  від 19,6 до 17,0 % (на  $\sim 13\%$ ).

**Напружений стан.** На противагу, випробування зразків у навантаженому стані призводять до помітного зниження межі міцності, плинності (рис. 8, б) та відносного подовження.

Через 180 діб випробувань спостерігали такі зміни межі міцності:

для основного металу від 308 до 233,6 МПа, що становило  $\sim 24\%$ ;

для зварних з'єднань залежно від кута зварювання:

при  $\alpha = 0^\circ$  від 296,2 до 242,2 МПа, тобто на 18 %;

при  $\alpha = 30^\circ$  від 298,6 до 112,0 МПа, тобто на 62 %;

при  $\alpha = 90^\circ$  від 291,1 до 85,0 МПа, тобто на 71 %.

Межа плинності за таких корозійних умов змінювалась:

для основного металу від 149,7 до 124,6 МПа, тобто на  $\sim 17\%$ ;

для зварних з'єднань залежно від кута зварювання 2...52 %:

при  $\alpha = 0^\circ$  від 132,3 до 129,4 МПа, тобто на 2 %;

при  $\alpha = 30^\circ$  від 142,0 до 67,8 МПа, тобто на 52 %;

при  $\alpha = 90^\circ$  від 140,9 до 77,3 МПа, тобто на 45 %.

Як і у випадку зразків у ненапруженому стані, для напружених зразків корозивне середовище впливає на показник відносного подовження, викликаючи його зниження. Для основного металу відносне подовження зменшується від 25 до 9,7 % (на 61 %), для зварних з'єднань, виконаних при кутах:  $\alpha = 0^\circ$  від 23,1 до 8,3 % (на 64 %);  $\alpha = 30^\circ$  від 25,2 до 1,9 % (на  $\sim 92\%$ );  $\alpha = 90^\circ$  – від 19,6 до 8,7 % (на 56 %).

Зазначимо, що для з'єднань, виконаних під кутами  $\alpha = 0, 30^\circ$ , відносне подовження отрима-

но через 90 діб корозійних випробувань, оскільки після 180 діб руйнування відбулося поза базою.

Руйнування з'єднань, виконаних під різними кутами, відбувається переважно по зоні сплавлення, зоні термічного впливу, в деяких випадках по зварному шву. Відзначено, що розрив випробуваних зразків у напруженому стані відбувся по корозійним дефектам.

Таким чином, після корозійних випробувань зразків у ненапруженому стані межа міцності основного металу сплаву АМг5М зменшується не більше ніж на 1 %, для зварних з'єднань – не більше ніж на 2 %, межа плинності – на 3% й на 1...7 % відповідно для основного металу і зварних з'єднань (рис. 8, а). Відносне подовження зменшується інтенсивніше приблизно на 23 % для основного металу й на 12...28 % для зварних з'єднань.

Напружений стан сприяє суттєвішому зниженню міцнісних і пластичних властивостей як зварних з'єднань, так і основного металу: межа міцності основного металу сплаву АМг5М зменшується приблизно на 24 %, для зварних з'єднань – від 18 до 71 %, межа плинності – на 17 % для основного металу та 2...52 % зварних з'єднань (рис. 8, б). Відносне подовження зменшується інтенсивніше приблизно на 61 % для основного металу й на 8...92 % для зварних з'єднань.

Згідно з отриманими даними впливу просторового положення заготовок при зварюванні на опірність корозії впродовж 180 діб за умов нейтрального соляного туману не виявлено. Однак для зразків у напруженому стані більша втрата міцності й пластичності відзначена для з'єднань, зварених під кутами  $30, 90^\circ$ . Проте для з'єднання, звареного під кутом  $30^\circ$ , глибина міжкристалічної корозії була найменшою. Тобто можна припустити, що вагомим чинником втрати механічних властивостей є утворення глибоких корозійних виразок, ніж просторове положення заготовок при зварюванні.

*Роботу виконано за підтримки Національної академії наук України в рамках програми відомчого замовлення Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона в 2017–2021 рр. (номер державної реєстрації 0117U001188).*

## Висновки

1. Оцінено опірність суцільній корозії основного металу сплаву АМг5М. У рухомому потоці 3%-го NaCl основний метал є стійким (швидкість корозії знаходиться в інтервалі від 0,005 до 0,01 мм/рік); в інших середовищах (розчині 3% NaCl+0,1% H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>, нейтральному соляному тумані, періодичному зануренні у 3%-й NaCl, за підвищеної вологості) підвищено стійкий (швидкість корозії не перевищує 0,01 мм/рік).



2. На опірність розшарувальній корозії зварних з'єднань не впливає просторове положення пластин при зварюванні. Найменшу глибину міжкристалітної корозії (0,080 мм) встановлено для з'єднань, отриманих при зварюванні під кутом 30°.

3. Виявлено особливості електрохімічних властивостей зварного з'єднання, отриманого під кутом 30°: більш позитивний потенціал корозії та найменший порівняно з іншими зварними швами граничний дифузійний струм. Зварне з'єднання з такими електрохімічними властивостями за умови задовільних механічних показників матиме найвищу корозійну стійкість порівняно із зварними з'єднаннями, отриманими в інших просторових положеннях.

4. У нейтральному соляному тумані впродовж 180 діб основний метал сплаву АМг5М та зварні з'єднання у ненавантаженому стані незалежно від кута зварювання оцінено як «дуже стійкі» (швидкість корозії менше 0,001 мм/рік), у навантаженому стані за напруження  $0,95\sigma_T$  – «знижено стійкі». Корозійна тривкість зварних з'єднань не залежить від кута зварювання та співмірна з основним металом.

5. Після корозійних випробувань зразків у ненапруженому стані межа міцності основного металу сплаву АМг5М зменшується не більше ніж на 1 %, для зварних з'єднань – не більше ніж на 2 %, межа плинності – на 3 % й на 1...7 %, відносне подовження – на 23 та 12...28 % відповідно. Напружений стан викликає швидке зниження властивостей: межа міцності основного металу зменшується на 24 %, зварних з'єднань – на 7...18 %, межа плинності – на 17 та 2...52 %, а відносне подовження – на ~61 й 8...92 % відповідно. Руйнування з'єднань відбувається по зоні сплавлення, зоні термічного впливу, в деяких випадках – по зварному шву, а зразків, що випробовувалися у напруженому стані, по корозійним дефектам.

6. Впливу просторового положення заготовок при зварюванні на опірність корозії впродовж 180 діб за умов нейтрального соляного туману не виявлено. Проте для зразків у напруженому стані більша втрата міцності й пластичності відзначена для з'єднань, зварених під кутами 30 та 90°. За результатами визначення опірності міжкристалітній корозії найменше руйнування меж зерен спостерігали для з'єднання, виконаного під кутом 30°. Втраті механічних властивостей більшою мірою сприяє утворення глибоких корозійних виразок, ніж просторове положення заготовок при зварюванні.

## Список літератури

1. Romhanji E., Popović M. (2006) Problems and prospect of Al–Mg alloys application in marine constructions. *Metalurgija*, 12 (4), 297–307. <http://TechnoRep.tmf.bg.ac.rs/handle/123456789/915>
2. Zhemchuzhnikova D., Mogucheva A., Kaibyshev R. (2013) Mechanical properties and fracture behavior of an Al–Mg–Sc–Zr alloy at ambient and subzero temperatures. *Materials*

*Science & Engineering J.*, 565, 132–141. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.12.017>

3. Tsaknopoulos K., Walde C., Tsaknopoulos D. et al. (2020) Characterization of Thermally Treated Gas-Atomized Al 5056 Powder. *MDPI: Materials*, 13, 1–11. <https://doi.org/10.3390/ma13184051>
4. Jones R.H., Baer D.R., Danielson M.J., Vetrano J.S. (2001) Role of Mg in the stress corrosion cracking of an Al–Mg alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32, 1699–1711. <https://doi.org/10.1007/s11661-001-0148-0>
5. Jones R.H., Vetrano J.S., Windisch C.F. (2004), Stress Corrosion Cracking of Al–Mg and Mg–Al Alloys. *Corrosion* 60 (12). Paper Number: NACE-04121144.
6. Steiner P.J., Burns J.T. (2018) Mechanistic Studies of Intergranular Stress Corrosion Cracking in Al–Mg Alloys under Atmospheric Exposure Conditions. *Ibid.*, 74 (10), 1117–1131. <https://doi.org/10.5006/2853>
7. Sharma M.M., Tomedi J.D., Parks J.M. (2015) A microscopic study on the corrosion fatigue of ultra-fine grained and conventional Al–Mg alloy. *Corrosion Science*, 93, 180–190. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2015.01.020>
8. Beura V.K., Kale C., Srinivasan S. et al. (2020) Corrosion behavior of a dynamically deformed Al–Mg alloy. *Electrochimica Acta*, 354 (10), 136695. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2020.136695>
9. Рабкин Д.М., Ягупольская Л.Н., Никитина А.В. и др. (1961) Коррозионная стойкость сплава АМг6 и его сварных соединений в зависимости от термообработки. *Автоматическая сварка*, 2(95), 40–48.
10. Похмурський, В.І., Хома, М.С. (2008) *Корозійна втома металів і сплавів*. Львів, СПОЛІОМ.
11. Покляцкий А.Г., Федорчук В.Е., Яворская М.Р. (2015) Стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжением соединений сплава АМг5М, полученных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом и трением с перемешиванием. *ФХММ*, 51(5), 82–89.
12. Мардаревич Р., Винар В., Катода О. та ін. (2014) Трибохімічні особливості алюмінієвого сплаву в корозивних середовищах. *там же*, 3(10), 63–68.
13. Ищенко А.Я., Лабур Т.М. (2013) *Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов*. Київ, Наукова думка.
14. Labur T.M., Ostash O.P., Holovatyuk Y.V. et al. (2017) Influence of Alloying and Thermal Treatment on the Strength and Cyclic Crack Resistance of Welded Joints of Alloys of the Al–Cu–Mg System. Part 1. *Mater. Sci.* 53, 131–140. <https://doi.org/10.1007/s11003-017-0054-2>

## References

1. Romhanji, E., Popović, M. (2006) Problems and prospect of Al–Mg alloys application in marine constructions. *Metalurgija*, 12 (4), 297–307. <http://TechnoRep.tmf.bg.ac.rs/handle/123456789/915>
2. Zhemchuzhnikova, D., Mogucheva, A., Kaibyshev, R. (2013) Mechanical properties and fracture behavior of an Al–Mg–Sc–Zr alloy at ambient and subzero temperatures. *Materials Science & Engineering J.*, 565, 132–141. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.12.017>
3. Tsaknopoulos, K., Walde, C., Tsaknopoulos, D. et al. (2020) Characterization of thermally treated gas-atomized Al 5056 powder. *MDPI: Materials*, 13, 1–11. <https://doi.org/10.3390/ma13184051>
4. Jones, R.H., Baer, D.R., Danielson, M.J., Vetrano, J.S. (2001) Role of Mg in the stress corrosion cracking of an Al–Mg alloy. *Metallurg. and Mater. Transact. A*, 32, 1699–1711. <https://doi.org/10.1007/s11661-001-0148-0>
5. Jones, R.H., Vetrano, J.S., Windisch, C.F. (2004) Stress corrosion cracking of Al–Mg and Mg–Al alloys. *Corrosion*, 60 (12). Paper Number: NACE-04121144.
6. Steiner, P.J., Burns, J.T. (2018) Mechanistic studies of intergranular stress corrosion cracking in Al–Mg alloys under atmospheric exposure conditions. *Ibid.*, 74 (10), 1117–1131. <https://doi.org/10.5006/2853>
7. Sharma, M.M., Tomedi, J.D., Parks, J.M. (2015) A microscopic study on the corrosion fatigue of ultra-fine grained and conventional Al–Mg alloy. *Corrosion Sci.*, 93, 180–190. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2015.01.020>

8. Beura, V.K., Kale, C., Srinivasan, S. et al. (2020) Corrosion behavior of a dynamically deformed Al–Mg alloy. *Electrochimica Acta*, 354 (10), 136695. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2020.136695>.
9. Rabkin, D.M., Yagupolskaya, L.N., Nikitina, A.V. et al. (1961) Corrosion resistance of AMg6 alloy and its welded joints depending on heat treatment. *Avtomatich. Svarka*, 2(95), 40–48 [in Russian].
10. Pokhmursky, V.I., Khoma, M.S. (2008) *Corrosion fatigue of metals and alloys*. Lviv, SPOLOM [in Ukrainian].
11. Poklyatsky, A.G., Fedorchuk, V.E., Yavorskaya, M.R. (2015) Resistance to stress corrosion cracking of AMg5M alloy joints, produced by argon-arc nonconsumable electrode welding and friction stir welding. *FKhMM*, 51(5), 82–89 [in Russian].
12. Mardarevich, R., Vinar, V., Katoda, O. et al. (2014) Tribological peculiarities of aluminium alloy in corrosion environment. *Ibid.*, 3(10), 63–68 [in Ukrainian].
13. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M. (2013) *Welding of modern structures from aluminium alloys*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
14. Labur, T.M., Ostash, O.P., Holovatyuk, Y.V. et al. (2017) Influence of alloying and thermal treatment on the strength and cyclic crack resistance of welded joints of alloys of the Al–Cu–Mg system. Pt 1. *Mater. Sci.* 53, 131–140. <https://doi.org/10.1007/s11003-017-0054-2>

## CORROSION-MECHANICAL RESISTANCE OF WELDED JOINTS OF AMg5M ALLOY PRODUCED IN DIFFERENT SPATIAL POSITIONS OF BUTTS

L.I. Nyrkova, S.O. Osadchuk, S.Yu. Kovalenko, L.V. Goncharenko, A.V. Klymenko

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

The resistance to continuous corrosion of the base metal of AMg5M alloy of the Al–Mg alloying system was evaluated, the resistance groups were determined in the moving stream of 3% NaCl “resistant”, in a 3 % NaCl+0.1 % H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>, neutral salt fog, periodic immersion in a 3 %- NaCl, under high humidity – “highly resistant”. Tests of welded joints produced in different spatial positions of the butts (0, 30 and 90°) relative to the horizontal plane revealed that the resistance to delamination corrosion is not affected by the spatial position of the plates during welding, and the smallest depth of intergranular corrosion was found in the joints, produced at an angle of 30° (0.080 mm). The peculiarities of electrochemical properties of the welded joint produced at an angle of 30° were revealed: more positive corrosion potential and the lowest limit diffusion current as compared to other welds. In the simulated conditions of a neutral salt fog for 180 days, a decrease in the strength and ductile properties of the joints was established: in the unstressed state, the tensile strength decreases by not more than 2 %, the yield strength – by approximately 1...7 %, the relative elongation – by 12...28 %. In the stressed state, the values decrease more intensively: the tensile strength by 7...18 %, the yield strength – by 2...52 %, and the relative elongation – by 8...92 %, respectively. The fracture of joints occurs in the fusion zone and the heat-affected zone, in some cases – in the weld, and in the samples tested in a stressed state, over corrosion defects. The predominant influence of the spatial position during welding of workpieces on the corrosion resistance of welded joints was not detected. It is proposed to use these joints under the condition of optimal selection of a spatial position during welding, which will provide the most acceptable values of mechanical properties. 14 Ref., 3 Tab., 8 Fig.

**Key words:** aluminum AMg5M alloy, welded joints, spatial position of butts, corrosion-mechanical resistance, potentiometry, voltammetry, intercrystalline corrosion, delamination corrosion, corrosion at constant deformation, accelerated corrosion tests

Надійшла до редакції 16.06.2022

WORLD TRADE FAIR FOR WELDING ENGINEERING —  
JOINING, CUTTING, SURFACING

LET'S JOIN  
THE WORLD!

11. – 15. September, 2023

REGISTER NOW!

www.schweissen-schneiden.com

**SCHWEISSEN & SCHNEIDEN**  
No. 1 in the world

**DVS** GERMAN WELDING SOCIETY

**MESSE ESSEN**

# ЗАСТОСУВАННЯ ШАРУВАТОГО КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ НА ОСНОВІ СПЛАВІВ АЛЮМІНІЮ ТА ТИТАНУ ДЛЯ ОТРИМАННЯ ЗВАРНИХ ТРИШАРОВИХ СТІЛЬНИКОВИХ ПАНЕЛЕЙ

Л.В. Петрушинець<sup>1</sup>, Ю.В. Фальченко<sup>1</sup>, О.О. Новомлинець<sup>2</sup>, В.Є. Федорчук<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup>Чернігівський нац. технологічний університет. 14035, м. Чернігів, вул. Шевченка, 95. E-mail: oonl@ukr.net

Представлено результати досліджень з виготовлення шаруватих композиційних матеріалів на основі сплавів алюмінію та титану способом дифузійного зварювання у вакуумі з широким діапазоном значень питомої ваги, отримується завдяки різному співвідношенню шарів у кожному з композитів. На основі шаруватого композиційного матеріалу запропоновано методику виготовлення тришарових стільникових панелей способом дифузійного зварювання в вакуумі. Встановлено, що середня міцність на стиснення тришарової панелі із заповнювачем з шаруватого композиційного матеріалу на основі сплавів Al–Ti становить 47,3 МПа, що в 4 рази перевищує міцність аналогічних стільників, виготовлених зі сплаву алюмінію. Показано, що шаруватий матеріал має більшу термічну стабільність порівняно зі сплавами алюмінію. Відпал зразків при температурі 700 °C протягом 30 хв не призводить до їхнього руйнування або втрати форми. Бібліогр. 8, табл. 3, рис. 7.

*Ключові слова:* алюміній, титан, фольга, з'єднання, шаруватий композиційний матеріал, дифузійне зварювання у вакуумі, тришарові стільникові панелі

**Вступ.** Тришарові алюмінієві панелі зі стільниковим заповнювачем (рис. 1) знайшли широке застосування в літако- і суднобудуванні, будівництві та інших галузях промисловості завдяки своїм унікальним властивостям. При відносно невеликій масі ці конструкції характеризуються високими значеннями міцності й жорсткості, крім того, вони мають хороші вібраційні та радіотехнічні характеристики, звуко- і теплоізоляційні властивості. Подібні конструкції можна застосовувати як силові елементи в крилі, фюзеляжі, підлозі, а також як теплозахисні елементи [1].

Одним із способів отримання тришарових панелей є дифузійне зварювання в вакуумі (ДЗВ) [2]. Зварювання панелей з алюмінієвих сплавів рекомендується виконувати при температурі вище 500 °C. Однак при нагріванні модуль пружності алюмінію швидко знижується і тому алюмінієві конструкції при температурах 250...300 °C і вище можуть втрачати стійкість, що обумовлює складнощі отримання тришарових стільникових панелей при їх ДЗВ.

Збільшити стійкість стільникового заповнювача при ДЗВ тришарових панелей можна при застосуванні більш міцного матеріалу, наприклад, титану, але його використання як заповнювача призведе до суттєвого збільшення загальної маси конструкції, що при використанні виробів в авіакосмічній галузі не бажано.

Оптимальним варіантом між мінімальною масою та максимальною міцністю стільникових конструкцій, на нашу думку, є використання шаруватих композитів. Це може значно поліпшити низку властивостей, включаючи питомі жорсткість і міцність, в'язкість руйнування, втомні характеристики, ударні характеристики, зносостійкість, корозійну стійкість і демпфуючу здатність, забезпечити підвищену пластичність крихких матеріалів і високу стабільність розмірів [3].

В роботі [4] підтверджено можливість отримання біметалу Al–Ti способом ДЗВ.

Можна зробити припущення, що використання шаруватих композиційних матеріалів (ШКМ), до яких можна віднести і біметали, може значно покращити властивості стільникових конструкцій. Беручи до уваги можливість широкого

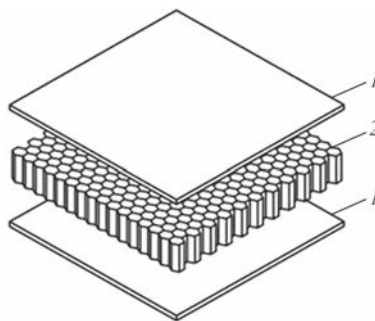


Рис. 1. Схема тришарової стільникової панелі: 1 – лицьова панель; 2 – стільниковий наповнювач

Петрушинець Л.В. – <https://orcid.org/0000-0001-7946-3056>, Фальченко Ю.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3028-2964>

Новомлинець О.О. – <https://orcid.org/0000-0002-0774-434X>, Федорчук В.Є. – <https://orcid.org/0000-0002-9929-3231>

© Л.В. Петрушинець, Ю.В. Фальченко, О.О. Новомлинець, В.Є. Федорчук, 2022



Таблиця 1. Хімічний склад сплавів АД1, АМг2 та ВТ1-0, мас. %

Сплав	Al	Ti	Fe	Si	Mn	Cu	Mg	Zn	Cr	Сума домішок
АД1	Основа	0,15	0,3	0,3	0,025	0,02	0,05	0,1		–
АМг2	«-»	0,15	0,5	0,4	0,1...0,5	0,15	1,7...2,4	0,15	0,05	
ВТ1-0	–	Основа	0,025	0,10	–	–	–	–		0,35

регулювання структури та складу ШКМ на етапі утворення з'єднання, дослідження з виготовлення таких матеріалів є досить актуальним. З урахуванням цього мета роботи – це розробка методики отримання тришарових стільникових панелей способом ДЗВ в вакуумі з шаруватих композитів на основі сплавів алюмінію та титану.

**Методики досліджень, матеріали.** Для досліджень використовували сплави алюмінію АД1 та титану ВТ1-0 у вигляді фольги завтовшки відповідно 150 і 30 мкм. Для кришок застосовували сплав алюмінію АМг2 завтовшки 1 мм або ШКМ на основі алюмінію та титану завтовшки 480 мкм. Хімічний склад сплавів алюмінію і титану, що використовували для виготовлення тришарових стільникових панелей, наведено в табл. 1.

Для виготовлення стільникового заповнювача застосовували біметалеві заготовки Al–Ti розміром 130×130×0,180 мм, які попередньо отримали способом ДЗВ [5]. З біметалевих листів вирізали стрічки завширшки 12 мм, з яких в свою чергу на спеціальному оснащенні сформували гофровані стрічки з кроком перегину 10 мм.

При виготовленні стільникового заповнювача використовували точкове зварювання, яке проводили при кімнатній температурі на повітрі. Перед зварюванням контактні поверхні гофрованих стрічок зачищали механічним шляхом і знежирювали. Зварювання проводили при постійних значеннях напруги  $U_{зв} = 10$  В та сили струму  $I_{зв} = 250$  мА, інтенсивність нагрівання при цьому визначалась тривалістю імпульсу  $t_{зв} = 0,5...5,0$  с і їхньою кількістю  $N_{зв} = 1...20$ .

На відміну від зварювання однорідного матеріалу при точковому зварюванні біметалевих смуг можуть виникати певні ускладнення, обумовлені не лише неоднорідністю матеріалу за товщиною, а й різними фізико-механічними властивостями титану та алюмінію. Титан має низьку електро- і теплопровідність, дуже активний щодо газів, що містяться в атмосфері. Його зварювання проводять при відносно малих параметрах сили струму, зусиллі стиснення і тривалості нагрівання. Алюміній має високу теплопровідність, малий електричний опір і тугоплавку оксидну плівку на поверхні. Тому поверхні деталей перед зварюванням необхідно ретельно обробляти для видалення оксидної плівки з метою запобігання утворенню непроварів.

Як показано в роботі [5], оптимальним варіантом зварювання біметалевих Al–Ti стрічок при

отриманні стільникового заповнювача є приварювання шару алюмінію до шару титану.

Перед ДЗВ панелей торцеві поверхні стільникового заповнювача та контактні поверхні на кришках зачищали за допомогою шабера і знежирювали спиртом.

Зварювання проводили у вакуумній камері установки П115, оснащеної системою радіаційного нагрівання. Температуру нагрівання контролювали хромель-алюмелевою термопарою, зафіксованою на оснащенні. Тиск до зразків прикладали від преса через нижній шток. Контроль значення тиску здійснювали за допомогою динамометра.

Зварювання проводили на режимі: температура  $T_{зв} = 560...610$  °С, тиск  $P_{зв} = 5...20$  МПа, тривалість зварювання  $t_{зв} = 20...30$  хв.

Структурні характеристики фольги і зварних з'єднань аналізували за допомогою скануючого електронного мікроскопа «CAMSCAN 4», оснащеного системою енергодисперсійного аналізу EDX INCA 200 для локального хімічного складу на плоских зразках. Шліфи поперечного перерізу зварних з'єднань готували за стандартною методикою з використанням шліфувально-полірувального устаткування фірми «Struers».

Дослідження механічних властивостей зразків визначали при випробуванні їх на стискання, що відповідає методиці досліджень, наведених в роботах [6, 7].

Для проведення механічних випробувань стільникової конструкції на стискання використовували цифровий контролер тиску фірми «KOLI» марки ХК3118Т1 і датчик тиску фірми «CAS» марки MNC-1 з робочим інтервалом від 0 до 1000 кг.

**Результати досліджень.** З урахуванням того, що в авіації та космічній промисловості насамперед використовують матеріали з низькою питомою вагою, нами виготовлено експериментальні зразки ШКМ, різної товщини та з різною кількістю шарів. На рис. 2, а представлено загальний вигляд зразка ШКМ, який складається із чотирьох шарів (2Al + Ti + Al). Загальна товщина ШКМ становить 480 мкм, питома вага отриманого матеріалу – 2,9 г/см<sup>3</sup>.

Для зменшення маси ШКМ можна використати як армуючий елемент дріт або сітку з титану. Загальний вигляд зразка ШКМ з використанням сітки з титанового сплаву ВТ1 наведено на рис. 2, б. Зразок складається з трьох шарів: шар алюмінію, шар титану (сітка) і шар алюмінію. Загальна товщина зразка становить 950 мкм (два шари алюмінію

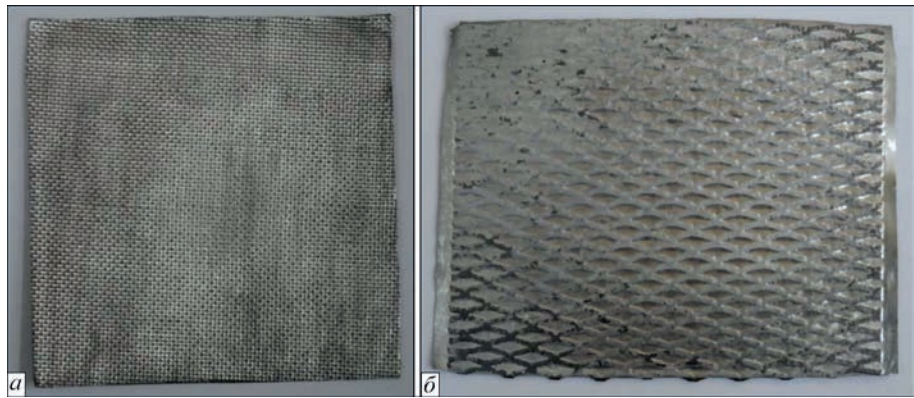


Рис. 2. Зразки ШКМ з різною товщиною і різним складом шарів: *а* – два шари алюмінію, шар титану, шар алюмінію; *б* – шар алюмінію, шар титану (сітка), шар алюмінію

нію – 300 мкм, а титану – 650 мкм), питома вага отриманого матеріалу 2,24 г/см<sup>3</sup>.

Узагальнені результати з параметрами отриманих зразків ШКМ наведено в табл. 2. Виготовлені ШКМ мають досить широкий діапазон значень питомої ваги, що обумовлено відмінностями у вмісті алюмінію та титану в кожному з композитів.

Нами досліджено термічну стабільність бінарного ШКМ, який складався з шару алюмінію та титану. Проведені дослідження показали, що порівняно зі сплавами алюмінію він здатний витримувати без втрати конструктивної форми більш високі температури, що співпадає з результатами інших дослідників [8]. На рис. 3, *а* наведено зразок зі сплаву алюмінію АД1 і ШКМ, який отримано зі сплавів титану ВТ1 і алюмінію АД1 в вихідному стані та після нагрівання в печі протягом 30 хв при температурі 700 °С. Як видно з рис. 3, в процесі нагрівання зразок з алюмінію розплавляється, а зразок з ШКМ зберігає свою конструкційну форму.

Вочевидь, що перспективність використання отриманого способом ДЗВ біметалу Al–Ti для виготовлення тришарових стільникових панелей, а також можливість їхньої експлуатації при підвищених температурах буде визначатися міцністю та інтенсивністю росту інтерметалідного прошарку в біметалі під час виготовлення стільникових конструкцій та їхньої експлуатації.

ДЗВ стільникових панелей проводили при температурі  $T = 560...600\text{ }^{\circ}\text{C}$ , тиску  $P = 10\text{ МПа}$ , тривалості процесу  $t_{\text{зв}} = 30\text{ хв}$  вакуум в камері підтримували на рівні  $1,33 \cdot 10^{-3}\text{ Па}$ .

Для визначення більш конкретної температури зварювання таврових з’єднань кришок зі стільниковим заповнювачем проводили дослідження механічних властивостей тришарових панелей, отриманих при різних температурах процесу, за результатами яких обирали режим зварювання.

Таблиця 2. Параметри зразків шаруватих композиційних матеріалів

Номер п/п	Склад ШКМ	Кількість шарів	Матеріал шарів	Товщина шару, мкм		Загальна товщина, мкм	Питома вага ШКМ, г/см <sup>3</sup>
				Al	Ti		
1	Al–Ti	2	Al, Ti – фольга	150	30	180	3,4
2	Al–Ti–Al	3	Al – фольга Ti – сітка	150	650	950	2,24
3	Al–Al–Ti–Al	4	Al, Ti – фольга	150	30	480	2,9
4	Al–Ti–Al–Ti–Al	5	Al, Ti – фольга	150	30	510	3,21

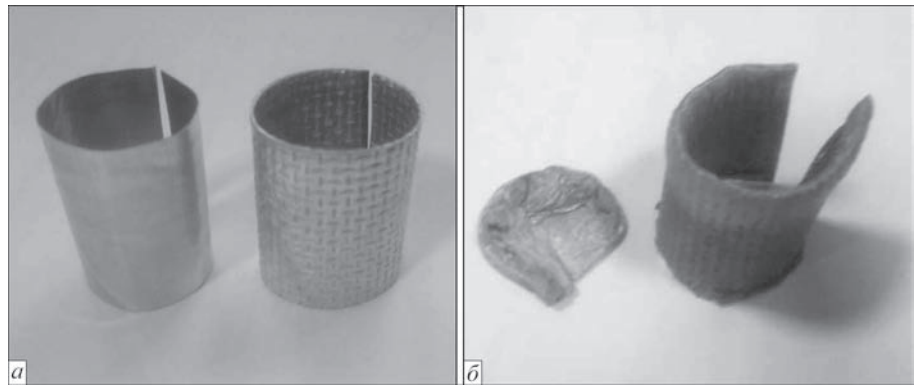


Рис. 3. Вигляд зразків зі сплаву алюмінію АД1 (ліворуч) та ШКМ Al–Ti (праворуч) в вихідному стані (*а*) та після нагрівання в печі до температури 700 °С протягом 30 хв (*б*)

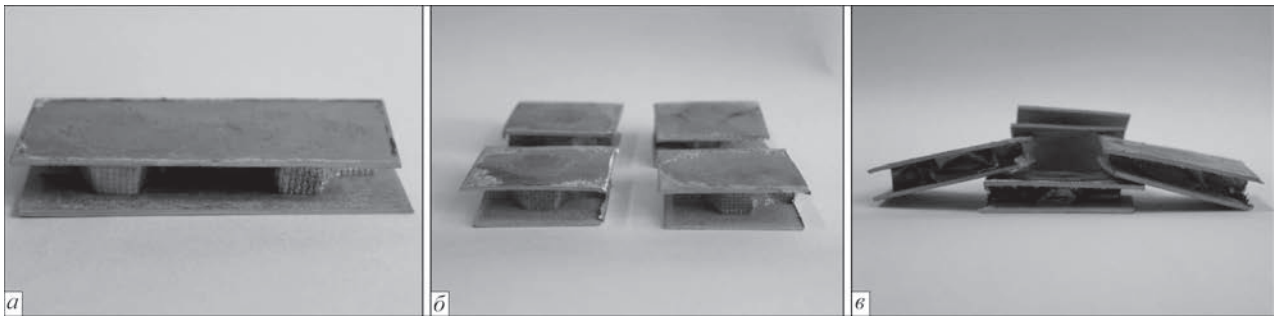


Рис. 4. Зразки стільникової панелі, отримані способом ДЗВ: а – після зварювання; б – елементи тришарової панелі після розрізання абразивним кругом; в – після механічних випробувань на стиснення

Для механічних випробувань на стиснення обрано зразки, що складаються з одиничного біметалевого стільника Al–Ti і кришок зі сплаву АМг2. Розмір комірки стільникового заповнювача становив 10×10 мм, висота 12 мм, площа поперечного перерізу 18 мм<sup>2</sup>. Для отримання зразків для кожної з досліджуваних температур зварено по дві панелі, типовий вигляд яких наведено на рис. 4, а. Далі панелі розрізали за допомогою абразивного круга навпіл (рис. 4, б). Осадку стільників задавали на рівні 50 % від їхньої вихідної висоти. Встановлено, що в зразках, отриманих при температурі зварювання 570 °С, відбувається часткове відшарування лицевих кришок ще на стадії їх розрізання. В ході проведення механічних випробувань таврові з'єднання руйнуються повністю. Низька якість з'єднання між поверхнями лицевих кришок і торцями стільникового заповнювача призводить до нерівномірного перерозподілу навантаження, і як результат до суттєвого зниження рівня міцності таких панелей, середнє значення якого становить 2/3 міцності вихідного стільникового заповнювача (табл. 3).

Збільшення температури зварювання до 580 °С дозволяє підвищити міцність на стиснення до

Таблиця 3. Результати механічних випробувань на стиснення зразків тришарової панелі

Температура зварювання $T_{зв}$ , °С	Міцність на стиснення, МПа	Середня міцність на стиснення, МПа
570	-	27,1
	-	
	28,0	
	26,1	
580	31,9	37,2
	34,0	
	47,0	
	35,9	
590	52,2	47,3
	43,6	
	44,8	
	48,7	
600	44,3	44,0
	38,8	
	57,6	
	35,2	

37,2 МПа. При цьому в ході деформації стінок стільникового заповнювача відбувається поодиноке руйнування місць зварювання між заповнювачем і кришками.

Подальше підвищення температури зварювання до 590 °С дозволяє довести міцність тришарової панелі до 47,3 МПа, що відповідає значенням, притаманним стільниковому заповнювачу після відпалу при температурі 600 °С протягом 60 хв. При цьому, як видно з рис. 4, в, під час стиснення відбувається деформування стінок стільникового заповнювача без руйнування місць зварювання заповнювача з лицевими кришками.

Міцність таврових з'єднань, отриманих при температурі зварювання 600 °С, близька до попередніх результатів: відбувається її незначне зниження, що вірогідно пов'язано з дифузією магнію зі сплаву АМг2 до зони з'єднання.

З наведеного вищеможемо зробити висновок, що для отримання якісного таврового з'єднання стільникового заповнювача з лицевими кришками оптимальною температурою зварювання є 590 °С.

При цьому, як свідчать металографічні дослідження з'єднань, отриманих при температурі 570 °С, частина зразків руйнується через відсутність фізичного контакту між поверхнями, що зварюються (рис. 5, а). В зразках, отриманих при температурі 590 °С, формується щільне з'єднання, в стику спостерігається незначна кількість дефектів (рис. 5, б).

Відповідно до проведених робіт методика виготовлення тришарової стільникової панелі має включати такі основні операції:

- дифузійне зварювання біметалевого матеріалу;
  - порізка біметалевої фольги на смуги (рис. 6, а);
  - формування зі смуг профільованих стрічок (рис. 6, б);
  - очищення та знежирення відповідних поверхонь і зварювання стільникового заповнювача;
  - очищення та знежирення торцевих поверхонь блока стільникового заповнювача та лицевих кришок стільникової панелі;
  - ДЗВ тришарової стільникової панелі (рис. 6, в).
- Зварювання біметалевого матеріалу Al–Ti проводили при температурі  $T_{зв} = 580$  °С, тис-



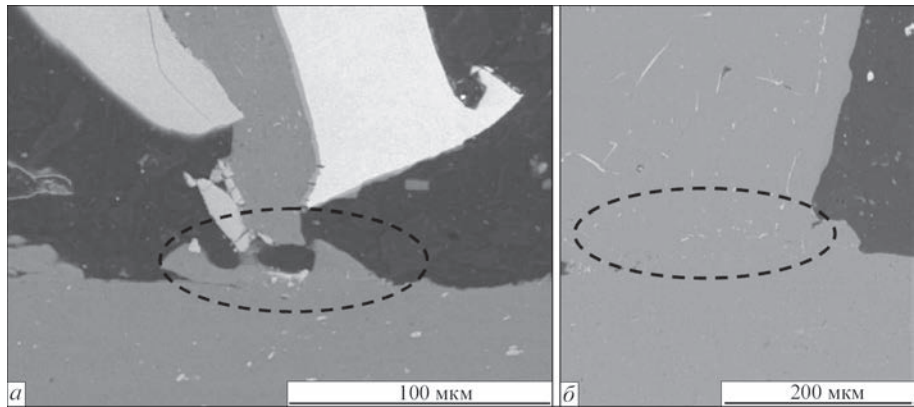


Рис. 5. Мікроструктура зони з'єднання таврових зразків, отриманих при температурі 570 (а), 590 °С (б)

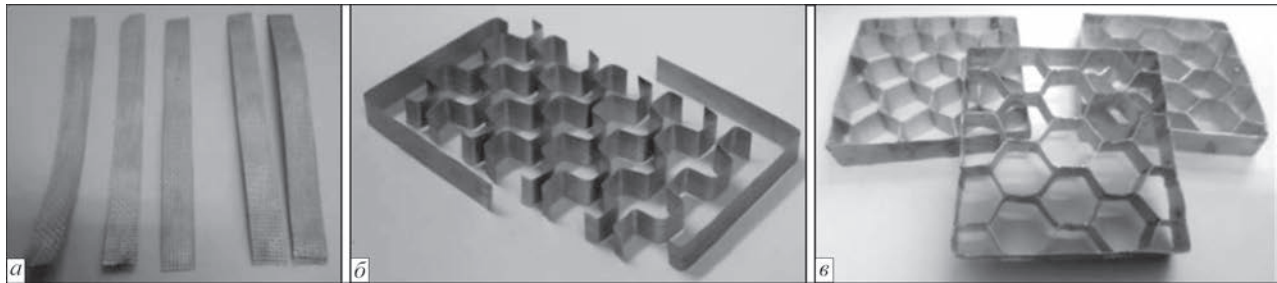


Рис. 6. Етапи виготовлення стільникового заповнювача: а – стрічки з біметалевого матеріалу Al–Ti; б – заготовки профільованих стрічок для точкового зварювання стільникового заповнювача; в – стільниковий заповнювач розміром 72×72 мм

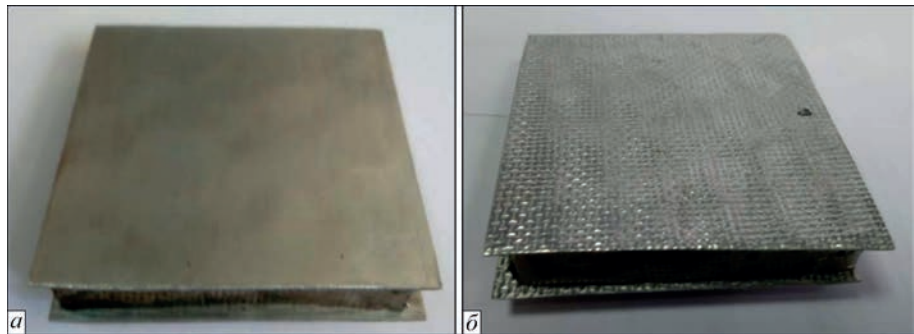


Рис. 7. Макетний зразок тришарової стільникової панелі з кришками зі сплаву алюмінію АМг2 (а) та стільникової панелі з кришками з шаруватого композиційного матеріалу Al–Ti–Al–Al

ку  $P_{зв} = 5$  МПа, з витримкою на режимі протягом  $t_{зв} = 20$  хв. Отримані пластини розміром  $130 \times 70$  мм розрізали на смуги  $70 \times 12$  мм (рис. 6, а), з яких після формування профільованих стрічок точковим зварюванням отримували стільниковий заповнювач з розміром стільників  $10 \times 10 \times 12$  мм (рис. 6, в).

Для зварювання панелі зі стільників на основі біметалевого матеріалу Al–Ti та кришок зі сплаву алюмінію АМг2 сконструйовано та виготовлено оснащення, що складається з матриці та пуансона, та закладних елементів, які дозволяли центрувати заготовки панелі по центру матриці та регулювати рівень пластичної деформації виробу. Відпрацьовано методику отримання зварних з'єднань.

На основі розробленої технології виготовлено партію макетних зразків тришарової панелі з біметалевого Al–Ti стільникового заповнювача та лицьовими кришками з алюмінієвого сплаву АМг2 (рис. 7, а). Отримано також тришаро-

ву панель, яка повністю складається із ШКМ (рис. 7, б). Стільниковий заповнювач складається з біметалу Al–Ti, а кришки із ШКМ Al–Ti–Al–Al.

Як показали наші дослідження маса тришарової панелі, виконана з кришками зі сплаву алюмінію становить 46...48 г, а маса тришарової панелі з кришками із ШКМ Al–Ti–Al–Al відповідно 24...26 г.

Таким чином, можна стверджувати, що використання для виготовлення тришарової стільникової панелі ШКМ дозволяє суттєво знизити масу виробів.

### Висновки

1. Показана принципова можливість отримання способом ДЗВ стільникових тришарових панелей з ШКМ.

2. Визначено параметри зварювання, що дозволяють отримати таврове з'єднання стільникового заповнювача з ШКМ на основі сплавів Al–Ti з

кришками зі сплаву алюмінію з середньою міцністю на стиснення на рівні 47,3 МПа.

3. Показано, що застосування ШКМ для виготовлення тришарових стільникових панелей дозволяє зменшити в 2 рази масу виробів порівняно з панелями, виготовленими з кришками зі сплаву алюмінію.

## Список літератури/References

1. Bitzer, T. (1997) *Honeycomb Technology. Materials, Design, Manufacturing, Applications And Testing*. Springer-Science+Business Media Dordrecht.
2. Башурин А.В., Мاستихин Е.Ю., Колмыков В.И. (2010) Диффузионная сварка пустотелых биметаллических панелей. *Заготовительные производства в машиностроении*, 1, 13–15. Bashurin, A.V., Mastikhin, E.Yu., Kolmykov, V.I. (2010) Diffusion welding of hollow bimetal panels. *Zagotovitelnye Proizvodstva v Mashinostroenii*, 1, 13–15 [in Russian].
3. Jafarian, H.R., Mahdavian, M.M., Shams, S.A.A., Eivani, A.R. (2021) Microstructure analysis and observation of peculiar mechanical properties of Al/Cu/Zn/Ni multi-layered composite produced by Accumulative-Roll-Bonding (ARB). *Materials Science and Engineering: A*, 805, 140556. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140556>
4. Фальченко Ю.В., Петрушинец Л.В., Половецкий С.В. (2020) Особенности получения металевых шарув-

ватих композиционных материалов на алюминиевой основе. *Автоматичне зварювання*, 4, 11–21. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.04.02>

- Falchenko, Iu.V., Petrushynets, L.V., Polovetskii, E.V. (2020) Peculiarities of producing layered metal composite materials on aluminium base. *The Paton Welding J.*, 4, 11–21. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.04.02>
5. Фальченко Ю.В., Петрушинец Л.В., Половецкий С.В. (2020) Особенности получения биметалевых тонколистовых з'єднань Al–Ti методом дифузійного зварювання у вакуумі. *Там само*, 4, 27–32. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.08.04>
- Falchenko, Iu.V., Petrushynets, L.V., Polovetskyi, Ye.V. (2020) Peculiarities of producing Al–Ti bimetal sheet joints by the method of vacuum diffusion welding. *The Paton Welding J.*, 8, 25–28. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.08.04>
6. Zongwen, Li, Jianxun, Ma. (2020) Experimental Study on Mechanical Properties of the Sandwich Composite Structure Reinforced by Basalt Fiber and Nomex Honeycomb. *Materials*, 13(8), 1870. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma13081870>
7. Seemann, R. (2020) *A Virtual Testing Approach for Honeycomb Sandwich Panel Joints in Aircraft Interior*. Springer Vieweg.
8. Robabeh Jafari, Beitallah Eghbali, Maryam Adhami Materials (2018) Chemistry and Physics Influence of annealing on the microstructure and mechanical properties of Ti/Al and Ti/Al/Nb laminated composites. *Materials Chemistry and Physics*, 213, 313–323. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2018.04.001>

## APPLICATION OF A LAYERED COMPOSITE MATERIAL BASED ON ALUMINIUM AND TITANIUM ALLOYS TO PRODUCE WELDED THREE-LAYER HONEYCOMB PANELS

L.V. Petrushynets<sup>1</sup>, Yu.V. Falchenko<sup>1</sup>, O.O. Novomlynets<sup>2</sup>, V.E. Fedorchuk<sup>1</sup>

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

E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

<sup>2</sup>Chernigiv National Technological University. 95 Shevchenko Str., 14035, Chernigiv, Ukraine. E-mail: [oon1@ukr.net](mailto:oon1@ukr.net)

The paper presents the results of studies on production of layered composite materials, based on aluminium and titanium alloys, by vacuum diffusion welding, with a broad range of specific weight values, which is achieved due to different layer ratio in each of the composites. Based on a layered composite material, a procedure was proposed for manufacture of three-layer honeycomb panels by vacuum diffusion welding. It is found that the average compressive strength of the three-layer panel with a filler from a layered composite material based on Al–Ti alloys is equal to 47.3 MPa, that is four times higher than the strength of similar honeycomb elements made from an aluminium alloy. It is shown that the layered material has higher thermal stability, compared to aluminium alloys. Sample annealing at the temperature of 700 °C for 30 min does not lead to their early destruction or loss of shape. 8 Ref., 3 Tabl., 7 Fig.

**Keywords:** aluminium, titanium, foil, joint, layered composite material, vacuum diffusion welding, three-layer honeycomb panels

Надійшла до редакції 02.06.2022



### HYPERTHERM ASSOCIATES: EUROBLECH 2022

Hypertherm Associates, американський виробник продуктів для промислового різання та програмного забезпечення, збирається на EuroBLECH, найбільшу в світі торгову виставку для промисловості обробки листового металу. Бренди технологій і продуктів компанії зустрічатимуть відвідувачів із двох будівель на виставковому комплексі в Ганновері в Німеччині з 25 по 28 жовтня. Цього року Hypertherm Associates зосередиться на автоматизації та екологічності за допомогою продуктів і рішень, які допоможуть клієнтам автоматизувати та здійснювати операції різання більш ефективно.

«Ми раді знову зустрітися з нашими партнерами та клієнтами на цьогорічній виставці», — сказав Марко Мостерт, регіональний директор Hypertherm Associates по Європі, Близькому Сходу, Індії та Африці. «Ми знаємо, що наші клієнти стикаються з надзвичайними труднощами через поєднання інфляції, економічної невизначеності внаслідок триваючого конфлікту в Україні та нестачі робочої сили. Продукти та рішення, які ми представляємо на цьогорічній виставці, створені, щоб допомогти клієнтам упоратися з цими викликами».

Технологічний бренд Hypertherm Associates OMAX представить свої провідні на ринку водоструйні системи в залі 12, стенд H80. Відвідувачі виставки матимуть можливість побачити OptiMAX, який вважається найточнішим гідроабразивним обладнанням у світі, а також ProtoMAX, компактну, автономну систему різання, ідеальну для створення прототипів і різання невеликих обсягів. OMAX також представить своє інтуїтивно зрозуміле програмне забезпечення IntelliMAX.

## ЕФЕКТИВНІСТЬ КОМБІНОВАНОГО ГАЗОШЛАКОВОГО ЗАХИСТУ ПРИ MIG НАПЛАВЛЕННІ МІДНИХ СПЛАВІВ НА СТАЛЬ

Т.Б. Майданчук, В.М. Ілюшенко, А.М. Бондаренко, Д.М. Степченко

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

Виконано комплекс досліджень з вивчення технологічних можливостей використання комбінованого газозлакового захисту при MIG-процесі наплавлення мідних сплавів на сталь. Показано, що при напавленні по шару флюсу (напіввідкритою дугою) є можливість керувати технологічними характеристиками зварювальної дуги, а саме: підвищувати її просторову стабільність, поліпшувати характер перенесення електродного металу (суттєво зменшуючи частку його розбризкування), а також забезпечувати якісний захист наплавки від окиснення. Використання такого комбінованого захисту особливо доцільне при високопродуктивному двоелектродному MIG-процесі наплавлення. Бібліогр. 7, табл. 1, рис. 7.

*Ключові слова:* мідні сплави, комбінований газозлаковий захист, просторова стабільність дуги, двоелектродне наплавлення, якість наплавленого металу

**Вступ.** Мідні сплави знаходять широке застосування в різних галузях машинобудування. З метою підвищення конструктивної міцності виробів та економії дорогіших кольорових металів досить часто використовують біметалеві вироби сталь + бронза. Найбільш поширеним способом отримання таких деталей є механізоване та автоматизоване дугове наплавлення в захисних газах плавким електродом (MIG-процес) [1, 2]. При цьому для забезпечення мінімального проплавлення сталі та незначного переходу заліза в наплавлений метал наплавлення проводиться на низьких щільностях струму, що призводить до зниження стабільності процесу та значного розбризкування електродного металу. Враховуючи також високу схильність бронз (особливо алюмінієвих та кремнієвих) до окиснення, виникає необхідність застосування більш надійного захисту зварювальної ванни від повітря. Характерно, що при напавленні кремнієвих бронз навіть таким передовим процесом, як «CMT Brazing» фірми «Fronius» із використанням дроту CuSi на поверхні металу спостерігається плівка тонкого шару силікатів та оксидів, що погано видаляються з поверхні [3, 4].

Зазначені недоліки особливо виявляються при високопродуктивному двоелектродному MIG-процесі наплавлення, при якому об'єм розплавленого металу збільшується і потребує створення додаткових умов захисту його від впливу навколишнього середовища. В зв'язку з цим актуальною є задача дослідження технологічних можливостей використання при автоматизованих дугових процесах комбінованого газозлакового захисту, коли процес плавлення і перенесення

електродного металу відбувається в газозахисному середовищі, а метал зварювальної ванни додатково захищається розплавленим флюсом.

Слід відзначити, що в практиці зварювального виробництва використання комбінованого газозлакового захисту успішно реалізується при ручному зварюванні покритими електродами та механізованому і автоматизованому зварюванні порошковими дротами [5–7].

**Матеріали та обладнання для досліджень.** Дослідження проводили з використанням зразків із сталі марки Ст.20 розміром 200×300×14 мм. Зварювальний дріт – бронза марки БрКМц3-1 діаметром 1,2 мм. Як захисний газ використовували аргон першого сорту. Оцінювали плавлені склоподібні флюси загального призначення марок АН-60СМ, АН-20С, АН-26С, а також агломерований флюс фірми «Böhler Thyssen» – UV420 TT.

Установку для наплавлення оснащено механізмом подачі двох дротів, що забезпечувало виконання процесу наплавлення як одним, так і двома електродами, підключеними до одного джерела живлення (так званим розщепленим електродом). Джерело живлення – випрямляч ВДУ-506. Лабораторне обладнання укомплектовано реєстраційно-вимірювальним комплексом на базі аналого-цифрового перетворювача ADA-1406, що дає можливість вести моніторинг поточних параметрів процесу наплавлення та вивчати технологічні властивості зварювальної дуги.

Схему процесу наплавлення з комбінованим газозлаковим захистом наведено на рис. 1.

**Експериментальні дослідження та результати.** Принципову можливість MIG-процесу наплав-





Рис. 1. Схема процесу наплавлення з комбінованим газошлаковим захистом

лення бронзи з комбінованим захистом (по шару флюсу) оцінювали при одноелектродному процесі. Як показали досліді, при традиційних витратах захисного газу на виході з сопла його тиск може здувати флюс, що призводить до погіршення якості наплавок. Визначено, що граничні витрати аргону не повинні перевищувати 15 л/хв.

З метою вибору оптимальної марки флюсу досліджено вплив різних флюсів на стабільність MIG-процесу наплавлення, формування наплавленого металу, відокремлення шлакової кірки та металургійну якість наплавок (наявність пор).

В таблиці наведено зовнішній вигляд і геометричні розміри наплавлених валиків, виконаних із застосуванням флюсів марок АН-60СМ, АН-20С, АН-26С і агломерованого флюсу UV420 ТТ.

Як показали експерименти, при наплавленні бронзи БрКМц3-1 на сталь з додатковим шлаковим захистом кращі результати з формування наплавлених валиків, відокремленості шлакової кірки, якості наплавленого металу отримано при використанні марганцево-силікатного флюсу АН-60СМ. Встановлено, що найбільш висока стабільність процесу спостерігається при застосуванні дрібнозернистого флюсу з розміром зерна 1,0...2,5 мм (рис. 2).

Для визначення оптимальної кількості флюсу змінювали висоту його шару в діапазоні 4...8 мм, решта параметрів процесу не змінювалась ( $I_{\text{зв}} = 180...200$  А,  $U_{\text{д}} = 24...25$  В,  $v_{\text{зв}} = 10$  м/год, виліт електрода – 12 мм,  $Q_{\text{Ар}} = 15$  л/хв). Найкращі результати зі стабільності процесу зафіксовано при застосуванні шару флюсу заввишки 6,0 мм, про що свідчать осцилограми струму та напруги (рис. 3).

Окрім підвищення стабільності процесу наплавлення, при висоті шару флюсу 6,0 мм також відсутнє розбризкування електродного металу та має місце висока якість формування валиків. При цьому дуга напіввідкрита, тонка плівка шлаку вкриває всю поверхню валика, в результаті чого

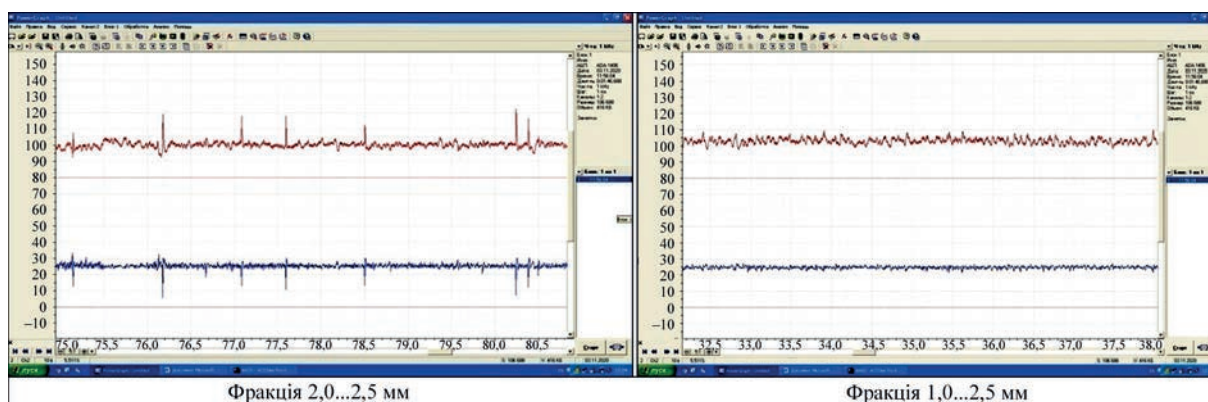
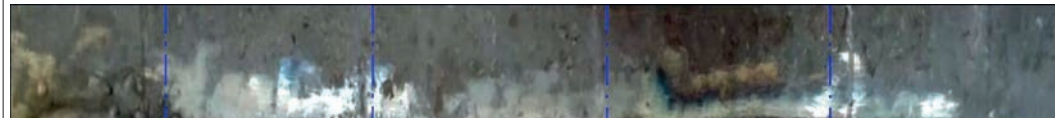


Рис. 2. Осцилограми процесів наплавлення з використанням флюсу АН-60СМ різної зернистості

### Зовнішній вигляд та геометричні розміри валиків залежно від марки флюсу

Геометричні розміри валиків						
	Захист	Ar	Ar+AH-60CM	Ar+AH-20C	Ar+AH-26C	Ar+UV420TT
	Ширина валика, мм	16...17	14...15	13,5...14	13,5...14	12...13
	Висота валика, мм	3...3,5	3,5...3,8	4...4,5	4...4,5	4,2...4,6
	Глибина проплавлення, мм	0,3...0,6	0,4...0,45	0,4...0,6	0,35...0,45	0,35...0,45

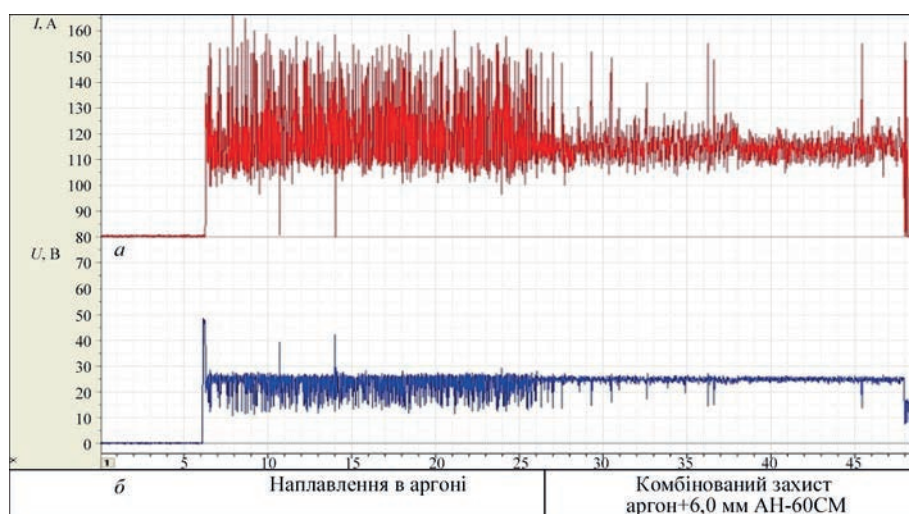


Рис. 3. Осцилограми струму (а) та напруги (б) процесу наплавлення бронзи БрКМц3-1 при комбінованому захисті аргон + флюс АН-60СМ



Рис. 4. Зовнішній вигляд наплавлених валиків: а – наплавлення в аргоні; б – аргон + 4,0 мм флюсу АН-60 СМ; в – аргон + 6,0 мм флюсу АН-60СМ

він має не окиснений характерний для бронзи «блискучий» вигляд (рис. 4).

Крім того, при використанні комбінованого захисту при одних і тих же режимах змінюється форма валиків: висота валиків підвищується та відбувається їхнє звуження в поперечному перерізі. Такий вплив флюсу на формування наплавлених валиків відбувається, на наш погляд, завдяки поліпшенню просторової стабільності дуги, обумовленої наявністю по краях ванни і в її хвостовій частині плівки розплавленого флюсу, що стабілізує положення катодної плями на поверхні зварювальної ванни. На якість формування валиків також може впливати поверхневий натяг на межі розплавлений шлак – рідкий метал – тверда підкладка.

Як відзначалось вище, необхідність додаткового захисту розплавленого металу особливо актуальна при двохелектродному MIG-процесі на-

плавлення бронзи. Розроблені та освоєні раніше [2] технології наплавлення бронзи «розщепленим електродом» орієнтувались на використання процесів дрютами діаметром 2,0...3,0 мм із застосуванням в якості захисту зварювальної ванни флюсу або аргону.

Нами виконано комплекс досліджень впливу параметрів режиму на процес двохелектродного наплавлення дрютом діаметром 1,2 мм з використанням комбінованого захисту аргон + флюс. Враховуючи, що поряд з основними параметрами режиму (струмом, напругою на дузі, швидкістю наплавлення) суттєвий вплив на пропалвлення сталі й форму наплавленого валика має відстань між електродами, виконано низку експериментів з метою оптимізації даного параметра для дрютів діаметром 1,2 мм.

В збірнику [2], де наведено результати досліджень з аргонодугового наплавлення алюмінієвої бронзи БрАМц9-2 діаметром 2 мм «розщепленим електродом», для орієнтованого вибору оптимального значення міжелектродної відстані рекомендовано брати відстань рівну трьом діаметрам електрода.

В наших дослідях відстань між електродами змінювалась від 3,6 до 8,0 мм. Досліди проводили шляхом наплавлення окремих валиків, при цьому кожний наступний валик наплавлявся після повного охолодження пластини.

Режим наплавки:  $I_n = 200...240$  А;  $U_d = 28...32$  В;  $v_n = 12$  м/год;  $Q_{Ar} = 15$  л/хв, висота шару флюсу АН-60СМ – 6 мм.

На рис. 5 наведено макрошліфи поперечних перерізів валиків, наплавлених при різній міжелектродній відстані. Чітко видно, що зі збільшенням міжелектродної відстані змінюється форма і ступінь пропалвлення основного металу. Така зміна обумовлена особливостями горіння зварювальної дуги, плавлення і перенесення електродного металу при двохелектродному процесі.



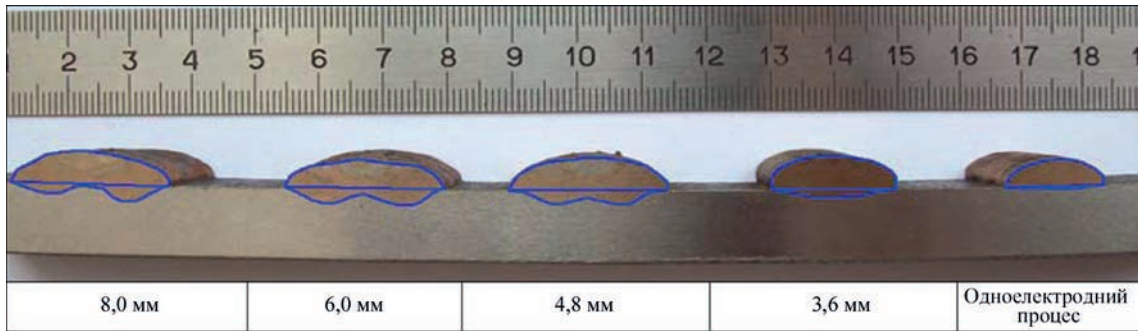


Рис. 5. Поперечний переріз наплавлених валиків при різних міжелектродній відстані

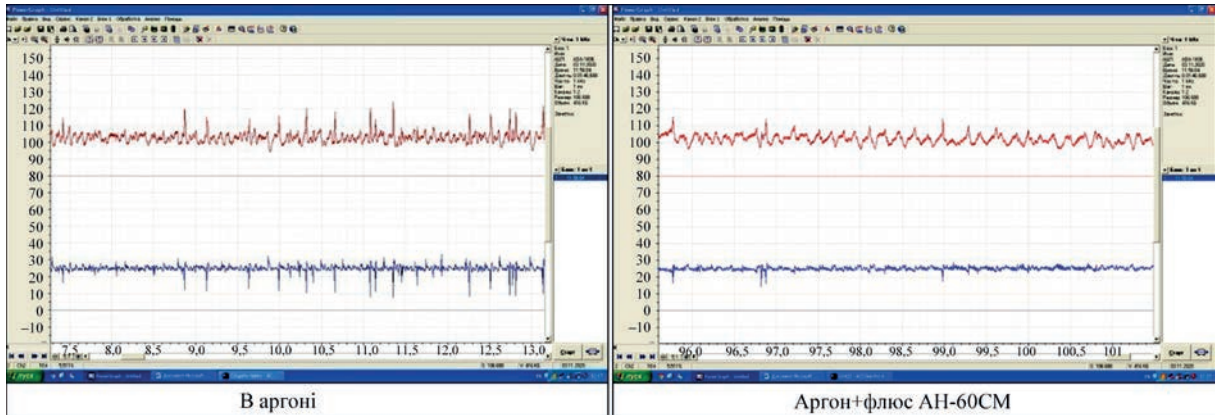


Рис. 6. Осцилограми двохелектродного процесу наплавлення бронзи БрКМц3-1 діаметром 1,2 мм на сталь в аргоні та з комбінованим захистом



Рис. 7. Макрошліф поперечного перерізу наплавленого валика бронзи на оптимальних режимах (×2)

При оптимальних значеннях міжелектродної відстані спостерігається почергове горіння дуги на кожному електроді, що забезпечує розсіяне тепловкладення по ширині ванни і відповідно мінімальне проплавлення основного металу.

Слід відзначити, що при міжелектродній відстані до 4,0 мм процес двохелектродного наплавлення з комбінованим газозлаковим захистом характеризується також підвищеною стабільністю (рис. 6), що гарантує отримання добре сформованих наплавів.

Враховуючи, що двохелектродний процес дозволяє підвищувати продуктивність наплавки в 1,5...1,7 раза (до 3,0...3,2 кг/год для дрітків діаметром 1,2 мм), додатковий шлаковий захист зварювальної ванни забезпечує високу якість наплавленого металу (рис. 7).

## Висновки

1. В результаті експериментальних досліджень встановлено, що використання комбінованого газозлакового захисту поліпшує технологічні властивості зварювальної дуги, а саме її просторову стабільність завдяки наявності екрануючого розплавленого шлаку, впливає на характер перенесення і ступінь розбризкування електродного металу, забезпечує якісне формування наплавленої бронзи з характерною «блискучою» її поверхнею.

2. Найкращі результати MIG-процесу наплавлення бронзи БрКМц 3-1 дрітвом діаметром 1,2 мм з комбінованим газозлаковим захистом отримано при використанні в якості додаткового шлакового захисту флюсу марки АН-60СМ, висота шару якого становить 6 мм.

3. Показана особлива доцільність використання комбінованого газозлакового захисту при двохелектродному MIG-процесі наплавлення мідних сплавів з метою більш якісного захисту від окиснення збільшених порівняно з одноелектродним процесом об'ємів розплавленого металу і зварювальної ванни. Оптимізовано основні параметри двохелектродного MIG-процесу наплавлення з комбінованим захистом дрітвом діаметром 1,2 мм, в тому числі визначено оптимальну міжелектродну відстань, що забезпечує при обраних значеннях струму та швидкості наплавлення незначне проплавлення сталі та мінімальне перемішування основного та наплавленого металів.



Список літератури

1. Гуревич С.М. (1990) *Справочник по сварке цветных металлов*. Киев, Наукова думка.

2. Ілюшенко В.М., Лукьянченко Е.П. (2013) *Сварка и наплавка меди и медных сплавов*. Киев, Международная ассоциация «Сварка».

3. Kittichai Sojiphan, Trinet Yingsamphancharoen, Narawit Paoosen et al. (2019) Effects of MIG-Brazing Current on Wettability and Mechanical Property of Galvanized Steel Lap Joints. *The 12th International Conference on Thailand Metallurgy*, 93–99. DOI: 10.13140/RG.2.2.30625.56162

4. <https://www.fronius.com/en-us/usa/welding-technology/world-of-welding/fronius-welding-processes/cmt>

5. Походня І.К. (1990) *Металлургия дуговой сварки. Процессы в дуге и плавление электродов*. Киев, Наукова думка.

6. Шлепаков В.Н., Котельчук А.С. (2019) Улучшение технологических и санитарно-гигиенических характеристик процесса дуговой сварки в среде защитного газа. *Автоматическая сварка*, **6**, 33–38. <https://doi.org/10.15407/as2019.06.05>

7. Боннел Ж.-М., Маурер М., Розерт Р. (2019) Сварка и наплавка под флюсом высоколегированной стали порошковой проволокой. *Там же*, **6**, 4–13. <https://doi.org/10.15407/as2019.06.01>

References

1. Gurevich, S.M. (1990) *Handbook on welding of nonferrous metals*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].

2. Ilyushenko, V.M., Lukyanchenko, E.P. (2013) *Welding and surfacing of copper and copper alloys*. Kyiv, IAW [in Russian].

3. Kittichai Sojiphan, Trinet Yingsamphancharoen, Narawit Paoosen et al. (2019) Effects of MIG-brazing current on wettability and mechanical property of galvanized steel lap joints. *In: Proc. of 12th Int. Conf. on Thailand Metallurgy*, 93–99. DOI: 10.13140/RG.2.2.30625.56162

4. <https://www.fronius.com/en-us/usa/welding-technology/world-of-welding/fronius-welding-processes/cmt>

5. Pokhodnya, I.K. (1990) *Metallurgy of arc welding. Processes in arc and melting of electrodes*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].

6. Shlepakov, V.N., Kotelchuk, A.S. (2019) Improvement of technological and sanitary-hygienic characteristics of gas-shielded arc welding process. *The Paton Welding J.*, **6**, 29–33. <https://doi.org/10.15407/as2019.06.05>

7. Bonnel, J.-M., Maurer, M., Rosert, R. (2019) Submerged arc surfacing of high-alloy steels by flux-cored wires. *The Paton Welding J.*, **6**, 3–12 <https://doi.org/10.15407/as2019.06.01>

EFFECTIVENESS OF COMBINED GAS-SLAG PROTECTION AT MIG DEPOSITION OF COPPER ALLOYS ON STEEL

T.B. Maidanchuk, V.M. Ilyushenko, A.M. Bondarenko, D.M. Stepchenko

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

A complex of investigations was performed to study the technological capabilities for application of combined gas-slag protection in MIG-process of copper alloy deposition on steel. It is shown that at semi-submerged arc surfacing (by semi-open arc) it is possible to control the technological characteristics of the welding arc, namely: increase its spatial stability, improve the pattern of electrode metal transfer (essentially reducing its spattering fraction), as well as ensure high-quality protection of the deposits from oxidation. Application of such a combined protection is particularly rational at highly efficient process of two-electrode MIG surfacing. 7 Ref., 1 Tabl., 7 Fig.

Keywords: copper alloys, combined gas-slag protection, spatial stability of the arc, two-electrode surfacing, deposited metal quality  
Надійшла до редакції 17.05.2022

ПЕРЕДПЛАТА 2023

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.			
	місяць	квартал	півроку	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 12 випусків на рік. ISSN 0005-111X. Передплатний індекс 70031.	280	840	1680	3360
«Сучасна електрометалургія», видається з 1985 р., 4 випуски на рік. ISSN 2415-8445. Передплатний індекс 70693.	–	280	560	1120
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 0235-3474. Передплатний індекс 74475.	–	280	560	1120
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X. Передплатний індекс 21971.	560	1680	3360	6720

\*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою банделоллю.  
\*\* Журнал «The Paton Welding Journal» містить статті, отримані від авторів з усього світу і вибірково переклади на англійську мову статей з журналів «Автоматичне зварювання», «Сучасна електрометалургія», «Технічна діагностика та неруйнівний контроль».

Передплату на журнали можна оформити по каталогам передплатних агенцій «УКРПОШТА», «Преса», «Прес Центр», «АС Медіа» та у видавництві. Передплата через видавництво з любого місяця на любой термін, в т.ч. на попередні періоди та окремі статті, починаючи з першого року видання.

Передплата на електронну версію журналів.  
Вартість передплати на електронну версію журналів дорівнює вартості передплати на друковану версію. Випуски журналу надсилаються електронною поштою у форматі pdf або для IP-адреси комп'ютера передплатника надається доступ до відповідних архівів журналу.

Передплата через сайт видавництва:  
<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as/subscription>  
<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem/subscription>  
<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/tdnk/subscription>  
<https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj/subscription>  
На сайті видавництва у 2022 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2020 рр.

# НАПЛАВЛЕННЯ ПРЕСОВОГО ІНСТРУМЕНТА ДЛЯ ОБРОБКИ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ САМОЗАХИСНИМ ПОРОШКОВИМ ДРОТОМ ПП-50Х6В2ГСМФА

І.О. Бойко<sup>1</sup>, В.В. Пашинський<sup>2</sup>, О.Г. Пашинська<sup>2</sup>, М.М. Паровішник<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Технічний університет «Метінвест політехніка». 87500, м. Маріуполь, вул. Гайдара, 88

<sup>2</sup>ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

<sup>3</sup>ТОВ «ЗКМ». 84500, м. Бахмут, вул. Героїв праці, 42

Робота присвячена розробці методу відновлення зношеного пресового інструмента зі сталі 3ХЗМЗФ для екструзування кольорових сплавів шляхом механізованого наплавлення самозахисним порошковим дротом. Розглянуті переваги та недоліки різних класів наплавних матеріалів та запропоновано використати сталь 50Х6В2ГСМФА. У разі наплавлення самозахисним порошковим дротом легуюча частина цієї сталі забезпечує підвищену твердість при високих робочих температурах пресування завдяки комплексному зміцненню мартенситної матриці карбідами вольфраму, хрому і інших елементів, а також додатковому зміцненню нітридом ванадію. Це дозволило збільшити ресурс інструмента. Крім того, легування хромом на рівні 5,5...6,0 % підвищило схоплювання з оброблюваним металом. Розгаротійкість або термовтомна міцність наплавного шару підвищена шляхом підбору та оптимізації газослакоутворюючих компонентів. Промислові випробування напавленої сталі 50Х6В2ГСМФА, вперше застосованої для відновлення і зміцнення матриць для гарячого пресування зі сталі 3ХЗМЗФ, проходили на ТОВ «ЗКМ» (м. Бахмут). Відновлені наплавленням матриці порівняно з новими ненапавленими матрицями, показали стійкість в 2,4...2,5 рази вище, а просадка робочого діаметра після 5 циклів пресування зменшилася втричі. Повна вартість відновлення матриці наплавленням в 1,5...20 рази нижче вартості нової матриці зі сталі 3ХЗМЗФ. Бібліогр. 19, рис. 4.

*Ключові слова:* пресовий інструмент, зношування, розгаротійкість, стійкість до схоплювання, наплавка, самозахисний порошковий дріт, середньохромиста сталь, стійкість, собівартість відновлення

**Вступ.** Багаторічна боротьба за високий ресурс металургійного інструмента та обладнання набирає актуальності з кожним днем. В останні роки на підприємствах кольорової металургії, що спеціалізуються на випуску екструзованої продукції, загострилася проблема недостатньої стійкості пресового інструмента (матриць, прес-шайб, шплінтонів та прес-втулок). Вона проявляється, насамперед, у його передчасному зносі [1, 2].

Однією з проблем є недостатня, за сучасними вимогами, стійкість робочої поверхні інструмента в умовах великих теплових навантажень. У роботах [3, 4] розглянуті питання стійкості інструмента гарячого пресування, приведені рекомендації по вибору складу напавленого металу. Визначено, що при обробці металів в гарячому стані розрізняють наступні специфічні види зносу: мікрорізання, глибинне виривання за рахунок схоплювання, атомарний знос, змяття робочої поверхні, окислювальний знос і сітка розгарних тріщин. Зниження стійкості також пов'язане з забрудненням неметалічними включеннями на ділянці прогріву та високих контактних напруг, утворенням хімічної та механічної неоднорідності робочого шару, що підтверджується нерівномірністю зношування інструмента.

Основними тенденціями подальшого розвитку матеріалів та технологій наплавлення [5–7] стало застосування високолегованих матеріалів на основі

системи Fe–C–Cr з додаванням сильних карбідоутворюючих елементів застосування жароміцних сплавів на нікелевій основі. Досліджується також можливість модифікування металу напавленого шару частками неметалічної фази (наночастками карбідів, оксидами рідкоземельних елементів) [8, 9]. Дуже велика увага приділяється також розвитку нових та вдосконаленню існуючих технологій наплавлення [7, 10]. Аналіз літератури показує, що незважаючи на деякі переваги новітніх технологій при напавленні складнолегованих матеріалів та їх високу продуктивність, для вирішення задач відновлення відносно невеликих об'ємів інструмента в умовах неспеціалізованого підприємства застосовують аргонодугове наплавлення [6, 11]. Це обумовлено високою технологічною гнучкістю процесу та його низькою собівартістю.

Ефективним способом підвищення стійкості деталей, що працюють в умовах абразивного зношування, є наплавлення самозахисним порошковим дротом (СПД) [12]. Існуючі порошкові дроти до певного етапу задовольняли вимогам виробництва, проте у зв'язку з необхідністю пресування міцніших сплавів, розширення температурного інтервалу пресування, з'являється необхідність подальшого підвищення стійкості напавленого металу з одночасним поліпшенням зварювально-технологічних властивостей порошкового дро-

Бойко І.О. – <https://orcid.org/0000-0001-7742-4694>, Пашинський В.В. – <https://orcid.org/0000-0003-0118-4748>, Пашинська О.Г. – <https://orcid.org/0000-0001-7102-1544>

© І.О. Бойко, В.В. Пашинський, О.Г. Пашинська, М.М. Паровішник, 2022

ту. Одним з напрямів підвищення якості наплавленого металу і варіювання його хімічного складу є застосування самозахисного порошкового дроту з оболонкою з вуглецевої термічно поліпшеної стрічки [13]. Наприклад, у роботах [14, 15, 16] показано, що самозахисний порошковий дріт для наплавлення пресового інструмента гарячої обробки кольорових металів марки ПП-5Х12В5 успішно виготовлявся та експлуатувався на заводі по обробці кольорових металів ЗКМ (м. Бахмут).

Був зроблений критичний аналіз вітчизняних і світових практик в області проектування і експлуатації наплавних матеріалів для інструмента гарячої обробки металів. Розглянуті методи боротьби з підвищеним вмістом неметалевих включень в металі, наплавленому самозахисним порошковим дротом. Попри те, що постійно удосконалюються технології виготовлення порошкових дрітів, склади наповнювачів, технології наплавлення, зміст неметалевих включень в металі наплавлення зазвичай залишається досить високим. Сумарна кількість неметалевих включень в металі, наплавленому порошковими дротами рутилового типу, складає 0,25...0,35 %, а в металі зносостійкого наплавлення, виконаним порошковим дротом з фтористо-кальцієвою основою, 0,2...0,25 %. Окрім цього, включення можуть коагулювати, утворюючи великі концентратори напружень, які істотно знижують термовтомну міцність матеріалу і можуть призводити до утворення тріщин.

За результатами багаторічної науково-практичної діяльності було запропоновано використати наплавну сталь 50Х6В2ГСМФА для відновлення і зміцнення інструмента гарячої обробки кольорових металів [13, 17]. Вдалося розробити і виготовити самозахисний порошковий дріт в оболонці зі сталі 65Г без графіту в осерді [18]. Способом наплавлення виступає механізоване наплавлення самозахисним порошковим дротом. Легуюча частина цієї сталі зможе забезпечити підвищену твердість при підвищених робочих температурах пресування завдяки комплексному зміцненню мартенситної матриці карбідами вольфраму, хрому та інших елементів, а також додатковому зміцненню нітридом ванадію у разі наплавлення самозахисним порошковим дротом. Стійкість до захоплення з оброблюваним металом забезпечується за рахунок легування хромом на рівні 5,5...6,0 %, що при підвищеній гарячій твердості цієї сталі дозволить збільшити ресурс інструмента. Розгаростійкість або термовтомна міцність істотним чином залежить від якості сталі, тому одним з напрямів оптимізації є зниження шкідливих домішок. Це питання передбачається вирішити шляхом підбору та оптимізації газошлакоутворюючих компонентів для глибокої металургійної дії шлаку на метал краплі і ванни. Зниження витрат на термообробку (відпал перед механічною обробкою та загартування після неї) може бути досягнуте ре-

гулюванням термічного циклу наплавлення: режимами і попереднім та супутнім підігрівом.

Таким чином, виходячи з аналізу наявної науково-технічної інформації, одним з перспективних напрямком підвищення стійкості пресового інструмента для екструдуювання кольорових металів слід вважати механізоване наплавлення зносостійкими матеріалами з використанням самозахисної порошкової проволоки. Найбільш ефективними з точки зору співвідношення властивості/ціна є наплавні матеріали системи Fe–C–Cr з додатковим легуванням карбідоутворюючими компонентами. Але вибір ефективного складу матеріалу залежить від умов експлуатації інструмента.

Метою роботи є підвищення стійкості пресового інструмента для обробки кольорових металів за рахунок наплавлення порошковим дротом зі сталі 50Х6В2ГСМФА.

**Матеріал та методика дослідження.** Для правильного підбору хімічного складу наплавного металу, здатного задовольнити сучасні вимоги до інструмента гарячої обробки кольорових металів і сплавів, необхідно виявити особливості процесу його зносу, що відбуваються при роботі інструмента. Також необхідно виділити найважливіші властивості матеріалу інструмента, що дають здатність протистояти зносу (висока твердість, підвищений опір захопленню, а також розгаростійкість). На основі цього вибрати тип матеріалу, що наплавляється, та виконати коригування його складу для досягнення максимальної ефективності. Для підтвердження ефективності прийнятих рішень необхідно виконати визначення параметрів стійкості інструмента в реальних умовах виробництва.

Дослідження випадків виходу пресового інструмента з ладу та виявлення причин низької стійкості інструмента, які потрібні для вдосконалення технології відновлення методом наплавлення робочої поверхні, виконували шляхом моніторингу процесу експлуатації інструмента в умовах реального виробництва ТОВ «ЗКМ» з фіксацією умов експлуатації та причин виходу з ладу.

Вибір базового складу матеріалу для подальшої його модифікації проводили на основі аналізу літературних даних і досвіду експлуатації наплавлених деталей в умовах ТОВ «ЗКМ» (м. Бахмут).

Наплавлення деталей для проведення визначення стійкості в умовах діючого виробництва виконували по схемі «за гвинтовою лінією».

Визначення твердості дослідних сталей в лабораторних умовах проводили за методом Роквелла (HRC) на твердомірі ТК-2м. В цехових умовах для цього використовували портативний твердомір ТКМ-459м. Гарячу твердість вимірювали за методикою [19].

Мікроструктуру дослідного металу та вміст неметалевих включень досліджували методом оптичної металографії на мікроскопі фірми ZEISS



в діапазоні збільшень  $\times 100 \dots \times 1000$  з подальшим аналізом в програмі ProgRes CapturePro 2.1.

#### Результати дослідження та їх обговорення.

Аналіз причин виходу з ладу пресового інструмента ТОВ «ЗЦМ» показав, що основними причинами зняття інструмента з експлуатації є:

- відхилення від гранично допустимих розмірів формоутворюючого профілю внаслідок зношування по механізму мікрорізання робочої поверхні матеріалом, що екструдується, наприклад, заготовкою з Л68 (рис. 1);
- катастрофічний вихід з ладу внаслідок налипання матеріалу, що екструдується, наприклад, це стосується заготовки з Л68 (рис. 2).

Дослідження показали, що налипання розвивається за двома механізмами:

- внаслідок «схоплення» поверхні інструмента та матеріалу, що обробляється, через розвиток процесів адгезії;
- внаслідок попереднього формування сітки тріщин термічної втоми, що утруднює відносне переміщення матеріалу по поверхні інструмента і створює активні осередки для розвитку процесів адгезії.

Якщо для зменшення явища мікрорізання потрібно збільшувати твердість робочої поверхні інструмента, то для запобігання налипанню матеріал має мати властивості, які, в деякій мірі, вступають у протиріччя. Підвищення стійкості до налипання вимагає підвищення твердості та формування стійкої плівки оксидів на поверхні, тоді як опір термічній втомі вимагає підвищених характеристик в'язкості. Також для цього необхідно формування однорідної структури з мінімізованим вмістом неметалевих включень.

Тому вибір існуючого, або розробка нового матеріалу для наплавлення, є комплексною задачею. Аналіз [3, 4, 14, 15] показує, що середньолеговані мартенситні середньовуглецеві сталі з карбідним зміцненням вже більше 50-ти років займають лідируючі позиції у виробництві і ремонті інструмента для гарячої обробки кольорових сплавів, зважаючи на відносно високу технологічність, низьку вартість і найбільш прийнятний баланс властивостей сталі, здатної протистояти основним видам зносу. Такі сталі як 5ХМФ, 3ХЗМЗФ, 3Х5ВМФ, 38ХНЗМФА, 4Х5МФ1С та ін. застосовуються для виробництва матриць, прес-вту-



Рис. 1. Мікрорізання заготовкою з Л68 робочої поверхні прес-втулки зі сталі 38ХНЗМФА внаслідок її недостатньої твердості



Рис. 2. Налипання матеріалу заготовки Л68 на матрицю зі сталі 3ХЗМЗФ

лок і прес-шайб. Проте, наприклад, матриця зі сталі 3ХЗМЗФ розміром  $160 \times 107, 3 \times 40$  мм за даними ТОВ «ЗКМ» здатна витримати в середньому всього 30...40 пресувань при виробництві круглої заготовки з латуні марки Л68 до збереження початкового розміру калібруючої частини матриці.

Найважливішим критерієм стійкості інструментальних сталей для гарячої обробки, що випробовують окислення, термічну втому (термоциклування), схоплювання та інші види зносу, служить їх твердість при високих температурах. Для виготовлення, відновлення та зміцнення пресового інструмента можна виділити основні напрями оптимізації:

- зниження початкової вартості сталі у поєднанні з прийнятною стійкістю;
- підвищення стійкості до схоплювання з оброблюваним металом;
- підвищення розгаростійкості;
- зниження початкової твердості для поліпшення оброблюваності різанням;
- зниження витрат на термообробку.

Для виготовлення самозахисного порошкового дроту типу ПП-50Х6В2ГСМФА застосовується стрічка зі сталі 65Г у відпаленому стані. Легування наплавленого металу вуглецем здійснюється через оболонку порошкового дроту, виконану зі сталі 65Г. Коефіцієнт маси оболонки складає 0,65...0,7, що забезпечує перехід вуглецю в наплавлений метал з оболонки в межах 0,4...0,45 %. Додаткове легування вуглецем до рівня 0,48...0,52 % здійснюється через феросплави, в яких, в даному випадку, вуглець є корисною домішкою. Перелічені вище заходи дозволяють не використовувати найбільш тугоплавкий компонент шихти – графіт, який істотно знижує швидкість плавлення осердя порошкового дроту і призводить до осипання неоплавленої його частини в зварювальну ванну. Окрім підвищення рівня неметалевих включень, цей процес погіршує гомогенність наплавленого металу, а також знижує стійкість до тріщиноутворення, тому виключення графіту як головного вуглецютворюючого компонента порошкового дроту, є дуже важливим напрямом в розвитку наплавних матеріалів.

Шихта самозахисного порошкового дроту типу ПП-50Х6В2ГСМФА в оболонці зі сталі 65Г складається з газошлакоутворюючої, легуючої та розкислюючої частини, та баластного компоненту



Рис. 3. Загальний вигляд наплавленої матриці зі сталі 3Х3М3Ф для пресування, виконане сплавом 50Х6В2ГСМФА в три шари кругом

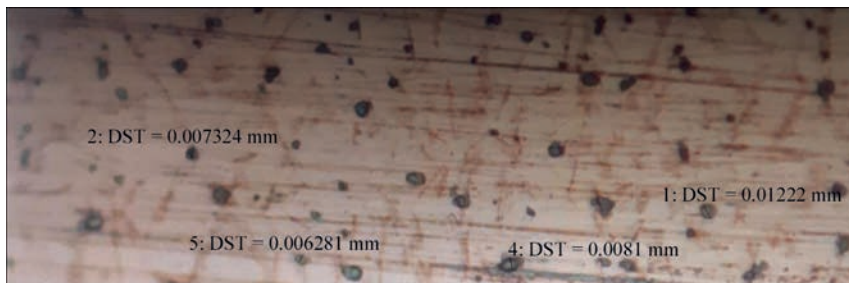


Рис. 4. Мікроструктура ( $\times 1000$ ) наплавленого металу типу 50Х6В2ГСМФА

газошлакоутворюючої частини шихти це: плавиковий шпат, рутиловий концентрат, карбонат кальцію, які взяті в пропорції 5-4-2. Для покращення віддільності шлакової корки до складу шихти додатково вводиться диоксид цирконію, маса якого дорівнює масі карбонату кальцію. Розкислення металу зварювальної ванни відбувається за рахунок феротитану, а також ферокремнію та феромарганцю. Основне легування наплавленого металу здійснюється за рахунок введення до складу шихти металевих хрому, порошоків вольфраму, ферованадію та молібдену.

Самозахисний порошковий дріт діаметром 2,0 мм перед наплавленням прокалюється при температурі 200...220 °С протягом 1,5...2,0 год для зневоднювання та нейтралізації волоочильного мастила. Даний процес відбувається в муфельній електропечі попереднього підігріву разом з деталями, які будуть наплавлятися, що суттєво економить електричну енергію.

Наплавлення матриці для пресування зі сплаву 50Х6В2ГСМФА виконували в три шари кругом. В якості основи виробу використовувалася зношена матриця зі сталі 3Х3М3Ф, заздалегідь розточена під наплавлення, яка пройшла ультразвуковий контроль. Перед наплавленням проводилося попереднє підігрівання до температури 230...250 °С, а після нього виріб поміщався в муфельну електропечі для зняття внутрішніх напружень і подальшого гомогенізуючого відпалу при 650...680 °С. Зовнішній вигляд наплавленої матриці представлений на рис. 3. Мікроструктура наплавленого металу типу 50Х6В2ГСМФА – на рис. 4.

Промислові випробування наплавленої середньохромистої високоякісної сталі 50Х6В2ГСМФА, вперше застосованої для відновлення та зміцнення матриць для гарячого пресування, проходили на ТОВ «ЗКМ». Наплавлені сфероконічні матриці розміром 160×60 мм випробовувалися на горизонтальному гідравлічному пресі зусиллям 3150 т для пресування круглої заготовки зі сплаву МНЖ-5-1. Порівняно з новими матрицями зі сталі 3Х3М3Ф, відновлені наплавленням матриці показали стійкість в 2,4...2,5 рази вище, а просадка робочого діаметра після 5 циклів пресування зменшилася

втричі. Повна вартість відновлення матриці наплавленням в 1,5...2,0 рази нижче вартості нової матриці зі сталі 3Х3М3Ф, таким чином вартість одного штамподару зменшилась втричі.

## Висновки

1. Аналіз сучасного стану використання різних видів сталей для виготовлення та (або) відновлення та зміцнення пресового інструмента показав суттєві переваги хромистих сталей.

2. Подальше вдосконалення наплавних матеріалів для інструмента гарячої обробки мідних сплавів дозволило визначити склад порошкового дроту ПП-50Х6В2ГСМФА.

3. Використання оболонки порошкового дроту зі сталі 65Г та супутнього легування вуглецем з феросплавів дозволяє не використовувати графіт в якості головного вуглецьутворюючого компонента шихти.

4. Наплавлена порошковим дротом сталь 50Х6В2ГСМФА дозволяє підвищити стійкість пресових матриць для екструзії сплавів міді в умовах ТОВ «ЗКМ» у 2,4...2,5 рази з одночасним зниженням собівартості у 1,5...2,0 рази.

## Список літератури/References

1. Гринь А.Г., Пресняков В.А., Бойко И.А., Волков С.М. (2011) Анализ причин износа рабочих втулок при пресовании заготовок с заготовок на гидравлических прессах. [Электронный ресурс]. *Научный Вестник Донбасской государственной машиностроительной академии, Краматорск*, 1(7Е), 27–32. Режим доступа: [http://www.dgma.donetsk.ua/science\\_public/science\\_vesnik/TITUL.html](http://www.dgma.donetsk.ua/science_public/science_vesnik/TITUL.html)
2. Grin, A.G., Presnyakov, V.A., Boiko, I.A., Volkov, S.M. (2011) Analysis of causes of working bushing wear in pressing of billets on hydraulic presses. *Visnyk DGMA, Kramatorsk*, 1(7E), 27–32 [in Russian]. [http://www.dgma.donetsk.ua/science\\_public/science\\_vesnik/TITUL.html](http://www.dgma.donetsk.ua/science_public/science_vesnik/TITUL.html)
3. Rajieva, R., Sadagopan, P., Shanmuga, Prakasha R. (2020) Study on investigation of hot forging die wear analysis – An industrial case study. *Materials Today: Proceedings*, 27, 3, 2752–2757.
4. Юзвенко Ю.А., Кирилюк Г.А., Мальцев Н.А. (1976) Выбор состава для износостойкой наплавки пресового инструмента. *Сварочное производство*, 1, 22–23.
5. Yuzvenko, Yu.A., Kirilyuk, G.A., Maltsev, N.A. (1976) Selection of composition for hardfacing of extrusion tool. *Svarochn. Proizvodstvo*, 1, 22–23 [in Russian].
6. Карпенко В.М., Кошевой А.Д., Катренко В.Т. и др. (1980) Оптимизация состава наплавленного металла для пресового инструмента. Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавка деталей и оборудования металлургии и энергетики. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона АН УССР, сс. 42–48.
7. Karpenko, V.M., Koshevoj, A.D., Katrenko, V.T. et al. (1980) Optimization of deposited metal composition for extrusion tool. In: *Theoretical and technological fundamentals of surfacing. Surfacing of parts and equipment of metallurgy and power engineering*. Kyiv, PWI, 42–48 [in Russian].



5. Correa, E.O., Alcántara, N.G., Valeriano, L.C. et al. (2015) The effect of microstructure on abrasive wear of a Fe–Cr–C–Nb hardfacing alloy deposited by the open arc welding process. *Surface and Coatings Technology*, 276, 25 August, 479–484. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.06.026>
6. Eremin, E.N., Losev, A.S. (2015) Wear Resistance Increase of Pipeline Valves by Overlaying Welding Flux-cored Wire. *Procedia Engineering*, 113, 435–440. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2015.07.324>
7. Patricio F. Mendez, Nairn, Barnes, Kurtis, Bell et al. (2014) Welding processes for wear resistant overlays. *Journal of Manufacturing Processes*, 16, 1, 4–25, <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2013.06.011>
8. Xiaoru, Hou, Bin, Zhao, Jian, Yang et al. (2014) Fe–0.4wt.% C–6.5 wt.%Cr hardfacing coating: Microstructures and wear resistance with La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> additive. *Applied Surface Science*, 317, 30 October, 312–318. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2014.08.118>
9. Xiang Luo, Zidong Wang, Xiaohua Chenc Yanlin Wangb Guang Xu. (2021) Modifying of microstructure and toughness in the weld metal prepared by welding wire containing nanosized titanium oxides. *Materials Science and Engineering: A*, 807, 11 March. 140897, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140897>
10. Jurandir Marcos, Sá de Sousa, Mauro Quaresma Lobato et al. (2021) Abrasion resistance of Fe–Cr–C coating deposited by FCAW welding process. *Wear*, 476, 15 July. 203688 <https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203688>
11. Karsten Gunthe, Jean Pierre Bergmann, Dirk Suchodoll. (2018) Hot wire-assisted gas metal arc welding of hypereutectic Fe–Cr–C hardfacing alloys: Microstructure and wear properties. *Surface and Coatings Technology*, 334, 25 January, 420–428. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.11.059>
12. Dashuang, Liu, Jiayou, Wang, Yu, Zhang et al. (2019) Effect of Mo on microstructure and wear resistance of slag-free self-shielded metal-cored welding overlay. *Journal of Materials Processing Technology*, 270, August, 82–91. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.02.024>
13. Гринь А.Г., Бойко І.А., Дегтяренко Н.Е. (2010) Влияние углеродообразующего компонента порошковой проволоки на образование неметаллических включений в наплавленном металле. Краматорск, *Вестник ДГМА*, 2, 19, 83–87. Grin, A.G., Boiko, I.A., Degtyarenko, N.A. (2010) Influence of carbon-forming component of flux-cored wire on nonmetallic inclusions in deposited metal. *Visnyk DGMA*, 2(19), 83–87 [in Russian].
14. Карпенко В.М., Кошевой А.Д., Катренко В.Т. и др. (1989) Порошковая проволока для наплавки прессового инструмента. Экспресс-информация. *Сварка, термообработка, покрытия*, 3, 1–7.
- Карпенко, В.М., Кошевой, А.Д., Катренко, В.Т. (1989) Flux-cored wire for hardfacing of extrusion tool: Express-information. *Svarka, Termootbrabotka, Pokrytiya*, 3, 1–7 [in Russian].
15. Кошевой А.Д., Карпенко В.М., Пресняков В.А. (2000) Исследование процесса легирования металла при наплавке самозащитной порошковой проволокой прессового инструмента. Захист металургійних машин від поломок: Міжвузівськ. темат. зб. Маріуполь, 5, 271–276. Koshevoj, A.D., Karpenko, V.M., Presnyakov, V.A. (2000) Study of metal alloying process in hardfacing by self-shielded flux-cored wire of extrusion tool. *Zakhyst Metalurg. Mashyn vid Polomok, Mariupol*, 5, 271–276 [in Russian].
16. Билык Г.Б., Карпенко В.М., Дорофеев Ю.Д., Богущий А.Д. (1979) Оптимизация состава газослакообразующих компонентов самозащитной порошковой проволоки. *Автоматическая сварка*, 2, 42–50. Bilyk, G.B., Karpenko, V.M., Dorofeev, Yu.D., Bogutsky, A.D. (1979) Optimization of composition of gas-slag-forming components of self-shielded flux-cored wire. *Avtomatich. Svarka*, 2, 42–50 [in Russian].
17. Гринь А.Г., Бойко І.А. (2012) Исследование влияния хрома и углерода в наплавленном металле на прочность скватывания с медным сплавом при горячем прессовании. *Там само*, 3(28), 100–103. Grin, A.G., Boiko, I.A. (2012) Examination of chromium and carbon influence in deposited metal on strength of adhesion with copper alloy in hot pressing. *Visnyk DGMA*, 3(28), 100–103 [in Russian].
18. Гринь О.Г., Бойко І.О., Пресняков В.А., Гаврилов О.В., Оленич О.А., Волков С.М., Паровішник М.М. (2006) Склад порошкового дроту; власник Донбас. держ. машинобуд. акад. Патент на корисну модель 75517 Україна МПК B23K 35/30 (2006.01). № u201204055; заяв. 02.04.2012; опубл. 10.12.2012, Бюл. № 23. Gryn, O.G., Boiko, I.O., Presnyakov, V.A. et al. (2006) Composition of flux-cored wire. Pat. on utility model 75517, Int. Cl. B23K 35/30 (2006.01), No. u201204055; fill., 02.04.2012; publ. 10.12.2012 [in Ukrainian].
19. Бойко І.О., Гринь О.Г. (2006) Спосіб визначення твердості матеріалу при підвищених температурах. Патент на корисну модель 78770 Україна МПК G01N 3/40 (2006.01), G01N 3/54 (2006.01); власник Донбас. держ. машинобуд. акад. № u201212755; заяв. 09.11.2012; опубл. 25.03.2013, Бюл. № 6. Boiko, I.O., Gryn, O.G. (2006) Method of determination of material hardness at higher temperatures. Pat. on utility model 78770 Int. Cl. G01N 3/40 (2006.01), G01N 3/54 (2006.01); No. u201212755; fill. 09.11.2012; publ. 25.03.2013 [in Russian].

## HARDACING OF PRESS TOOL FOR NON-FERROUS METALS USING SELF-SHIELDED FLUX-CORED WIRE 50Kh6V2GSMFA

I.O. Boiko<sup>1</sup>, V.V. Pashynskyi<sup>2</sup>, O.G. Pashynska<sup>2</sup>, M.M. Parovishnik<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Technical University «Metynvest Polytekhnyka». 88 Gaidar Str., 87500, Mariupol, Ukraine.

<sup>2</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>3</sup>LLC «ZCM». 42 Heroiv pratsi Str. 84500, Bakhmut, Ukraine

The work is devoted to development of the method of restoration of worn press tools from 3Kh3M3F steel for extrusion of non-ferrous alloys by mechanized hardfacing with self-shielded flux-cored wire. The advantages and disadvantages of different classes of hardfacing materials are considered and use of 50Kh6V2GSMFA steel is proposed. In the case of hardfacing with self-shielded flux-cored wire the alloying part of this steel provides a higher hardness at high working temperatures of pressing, due to a complex hardening of the martensite matrix with carbides of tungsten, chromium and other elements, as well as additional hardening by vanadium nitride. It allowed increasing the tool life. Moreover, alloying by chromium at the level of 5.5 – 6.0% improved adhesion to the processed metal. Resistance to thermal erosion and thermal fatigue strength of the deposited layer was increased by selection and optimization of gas-slag-forming components. Industrial trails of hardfaced steel 50Kh6V2GSMFA, first applied for restoration and hardening of the hot pressing matrices from 3Kh3M3F steel, were conducted at LLC “ZCM” (city of Bakhmut). Compared to new unsurfaced matrices, those restored by hardfacing demonstrated 2.4...2.5 times higher durability, while working diameter drawdown after 5 pressing cycles decreased three times. Total cost of matrix restoration by surfacing is 1.5 – 20 times lower than that of a new matrix from 3Kh3M3F steel. 19 Ref., 4 Fig.

**Keywords:** press tools, wear, resistance to thermal erosion, adhesion resistance, hardfacing, self-shielded flux-cored wire, medium-chrome steel, durability, restoration cost

Надійшло до редакції 25.05.2022



# КОРОЗІЙНА ТРИВКІСТЬ ПЛАЗМОВИХ ПОКРИТТІВ, ОТРИМАНИХ З КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОРОШКІВ НА ОСНОВІ TiAl З ДОДАННЯМ НЕМЕТАЛЕВИХ ТУГОПЛАВКИХ СПОЛУК

Ю.С. Борисов, А.Л. Борисова, Н.В. Вігілянська, О.П. Грищенко, З.Г. Іпатова, К.В. Янцевич,  
М.А. Васильківська

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

Представлено результати дослідження фазового складу та корозійної стійкості плазмових покриттів з композиційних порошків на основі інтер-металіду у TiAl з введенням до його складу неметалевих тугоплавких сполук (SiC або  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ). Плазмові покриття наносили на зразки зі Ст3, сплавів АМг3, ВТ6. Покриття досліджували методами металографічного, рентгеноструктурного фазового аналізу. Дослідження електрохімічних властивостей плазмових покриттів проводили потенціостатичним методом у 3%-му розчині NaCl. Вихідними матеріалами для плазмового наплення використано композиційні порошки TiAl–SiC, TiAl– $\text{Si}_3\text{N}_4$ , отримані методом механохімічного синтезу. Методом рентгеноструктурного аналізу встановлено, що фазовий склад плазмових покриттів для системи TiAl–SiC складається з таких фаз: TiAl,  $\text{TiAl}_3$ , TiC,  $\text{Ti}_3\text{Si}_3$ ,  $\text{Ti}_3\text{AlC}$ ,  $\text{TiO}_2$ , для покриття TiAl– $\text{Si}_3\text{N}_4$  з фаз  $\text{Ti}_2\text{Al}$ ,  $\text{Ti}_3\text{Si}_3$ , TiN, TiO. Товщина покриттів у середньому становила  $200 \pm 50$  мкм, поруватість не перевищувала 10 %. Встановлено, що введення до складу композиційного покриття SiC або  $\text{Si}_3\text{N}_4$  призводить до зниження струму корозії в 3%-му розчині NaCl приблизно на порядок, а корозійна стійкість Ст3, сплавів АМг3, ВТ6 збільшується в 12...13, 8...9 і 1,8...2,0 рази відповідно. Розраховано терміни служби плазмових покриттів з композиційних порошків TiAl з доданням SiC та  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Досліджувані покриття відносяться до розряду стійких і здатні захищати метали в 3%-му розчині NaCl терміном від 6 до 10 років. Бібліогр. 20, табл. 2, рис 5.

*Ключові слова:* інтерметаліди, титан, алюміній, неметалеві тугоплавкі сполуки, композиційний порошок, плазмові покриття, корозійна стійкість

**Вступ.** Інтерметаліди системи Ti–Al мають цілу низку унікальних властивостей таких, як висока температура плавлення, низька густина, високий модуль пружності, межа плинності, яка зростає (для TiAl) з підвищенням температури, високі показники жароміцності, корозійної стійкості. Алюмініди титану ( $\text{TiAl}$ ,  $\text{Ti}_3\text{Al}$ ) можна застосовувати як конструкційні матеріали, такі як захисні покриття в газо-, нафтопереробних установках хімічної промисловості, атомному машинобудуванні, де необхідні такі характеристики, як корозійна стійкість та стійкість до високотемпературного окиснення [1–8].

Використовують такі методи нанесення покриттів, як іонно-плазмове [9], магнетронне наплення [10], електроіскрове осадження [11]. Результати цих робіт свідчать, що введення до складу покриттів таких елементів, як вуглець, азот, кремній, дозволяє підвищити їхні захисні, у тому числі антикорозійні властивості.

У ІЕЗ ім. Є.О. Патона для газотермічного наплення захисних покриттів на основі інтерметалідів системи Ti–Al розроблено композиційні порошки (КП) з введенням у них добавки неметалевих тугоплавких сполук (НТС), а саме  $\text{B}_4\text{C}$ , BN, SiC та  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

У даній роботі для дослідження корозійних властивостей покриттів з КП на основі інтерметалідів TiAl з доданням НТС обрано два складу TiAl + 12 мас. % SiC та TiAl + 14 мас. %  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Вибір цих складів проведено на основі зіставлення корозійної стійкості SiC та  $\text{Si}_3\text{N}_4$  з іншими сполуками цієї групи ( $\text{B}_4\text{C}$ , BN).

Відповідно до літературних джерел [12, 13] початок окиснення  $\text{B}_4\text{C}$  – це температура 500 °С, а при 800...1000 °С окиснення переходить до активної фази; BN активно окислюється при 700...800 °С з утворенням  $\text{B}_2\text{O}_3$ ,  $\text{N}_2$ , в той час як нітрид кремнію  $\text{Si}_3\text{N}_4$  має високу хімічну стійкість: компактні зразки стійкі на повітрі тривалий час при 1200 °С, а у середовищі кисню окиснення починається при 1000 °С і лише при 1400 °С протікає активно. Щодо карбіду кремнію, як відомо, навіть у середовищі кисню при 1300 °С відношення маси окисненого порошку до початкового становить менше 5 %.

Порівнюючи корозійну стійкість продуктів взаємодії компонентів КП TiAl–НТС (для  $\text{B}_4\text{C}$  і BN – це карбіди, нітриди, а для SiC і  $\text{Si}_3\text{N}_4$  – це силіциди, нітриди титану та алюмінію) відповідно до

Борисов Ю.С. – <https://orcid.org/0000-0002-6019-8464>, Борисова А.Л. – <https://orcid.org/0000-0002-7376-3370>,  
Вігілянська Н. В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Грищенко О.П. – <https://orcid.org/0000-0003-2640-8656>,  
Іпатова З.Г. – <https://orcid.org/0000-0003-2209-408X>, Янцевич К.В. <https://orcid.org/0000-0002-3975-7727>,  
Васильківська М.А. – <https://orcid.org/0000-0001-8311-6428>

© Ю.С. Борисов, А.Л. Борисова, Н.В. Вігілянська, О.П. Грищенко, З.Г. Іпатова, К.В. Янцевич, М.А. Васильківська, 2022

літературних джерел [14], силіциди мають більш високу корозійну стійкість порівняно з іншими тугоплавкими сполуками. Це і слугувало причиною вибору типів КП у цій роботі.

Мета даної роботи – дослідження впливу НТС ( $\text{SiC}$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) на корозійну стійкість плазмових покриттів з інтерметалідів  $\text{TiAl}$  та оцінювання їхньої захисної дії на вуглецеві сталі та легкі сплави (алюмінієвий  $\text{AMg3}$  і титановий  $\text{BT6}$  сплави).

**Об’єкти досліджень та методика експерименту.** Вихідними матеріалами для плазмового наплення були КП  $\text{TiAl-SiC}$  та  $\text{TiAl-Si}_3\text{N}_4$ , отримані методом механохімічного синтезу з розміром частинок 40...63 мкм. Покриття наносили на зразки зі  $\text{Ст3}$ , сплавів  $\text{AMg3}$ ,  $\text{BT6}$  на установці плазмового наплення УПУ-8М з використанням таких режимів:  $I = 600 \text{ А}$ ,  $U = 40 \text{ В}$ ,  $Q_{\text{Ar+N}_2} = 50 \text{ л/хв}$ , дистанція наплення – 80 мм.

Покриття досліджували методами металографічного, мікродюрOMETричного та рентгеноструктурного фазового (установка «ДРОН-УМ-1», випромінювання  $\text{CuK}_\alpha$ , монохроматизоване) аналізу.

Електрохімічні властивості плазмових покриттів досліджували потенціостатичним методом на потенціостаті П-5827М при швидкості розгортки 0,2 мВ/с і температурі 18...20 °С. Стаціонарні потенціали вимірювали відносно хлорсрібного електрода.

Середовищем для дослідження обрано 3%-й розчин  $\text{NaCl}$ . Вибір даного електроліту обумовлено тим, що основним застосуванням сплавів на основі титану й алюмінію є захист деталей та вузлів в авіаційній промисловості [15]. Обмеження працездатності окремих вузлів пов’язано з тим, що в них під час експлуатації відбувається взаємодія багатьох факторів, що обумовлює умови експлуатації – високотемпературна газова корозія, корозія під впливом іонів  $\text{Cl}^-$ . Джерелом корозійно-агресивних компонентів може слугувати вода, що містить хлорид-іони, яка потрапляє у двигун під час вприскування (до 1000...1200 вприскувань на рік). Наявність іонів  $\text{Cl}^-$  призводить до локальних і місцевих руйнувань, а також гальмує утворення пасивних плівок на поверхні металу. Саме тому агресивним середовищем для електрохімічних випробувань обрано 3%-й розчин  $\text{NaCl}$ . За експериментальними даними будували катодну й анодну поляризаційні криві в координатах  $E_c = f(\lg i_c)$ , де  $E_c$  – потенціал, В;  $i_c$  – струм корозії, А/см<sup>2</sup>. За поляризаційними кривими графічним методом визначали швидкість  $i_c$  і потенціал  $E_c$  корозії щодо екстраполяції тафелевих нахилів на катодних та анодних кривих до їхнього взаємного перетину. Використовуючи значення струмів корозії, визначених з поляризаційних кривих, розраховано ваговий та глибинний показник корозії покриттів за формулами

$$K_B = \frac{iA1000}{nF}, K_n = K_B \frac{8,76}{\rho},$$

де  $K_B$  – ваговий показник корозії, г/(м<sup>2</sup>·год);  $A$  – атомна вага металу, г/моль;  $n$  – валентність іона металу, що перейшов у розчин;  $F$  – число Фарадея, 26,8 А·год/моль;  $K_n$  – глибинний показник корозії, мм/рік;  $\rho$  – густина металу, г/см<sup>3</sup>; 8,76 – коефіцієнт для переходу від вагового показника корозії  $K_B$  до розрахунку на 1 год до глибинного показника  $K_n$  до року, розрахований з кількості годин на рік (24 год × 365 = 8760 год) та поділений на 1000.

**Результати експерименту та їх обговорення.** Дослідження мікроструктури (рис. 1) та мікротвердості напелених плазмових покриттів свідчать про те, що розроблені покриття мають однорідну структуру з рівномірним розподілом фаз за глибиною, а також відсутні дефекти та відшарування на межі розподілу з основою. Товщина покриттів у середньому становить  $200 \pm 50$  мкм, поруватість – 8...10 %, мікротвердість –  $5500 \pm 600$  МПа для композиційного покриття  $\text{TiAl-Si}_3\text{N}_4$ ,  $6000 \pm 100$  МПа для композиційного покриття  $\text{TiAl-SiC}$ . Методом рентгеноструктурного аналізу встановлено, що фазовий склад плазмових покриттів для системи  $\text{TiAl-SiC}$  складається з таких фаз:  $\text{TiAl}$ ,  $\text{TiAl}_3$ ,  $\text{TiC}$ ,  $\text{Ti}_5\text{Si}_3$ ,  $\text{Ti}_3\text{AlC}$ ,  $\text{TiO}_2$ , для покриттів системи  $\text{TiAl-Si}_3\text{N}_4$  з  $\text{Ti}_2\text{Al}$ ,  $\text{Ti}_5\text{Si}_3$ ,  $\text{TiN}$ ,  $\text{TiO}$  (рис. 2). При цьому фазовий склад покриттів не залежить від типу основи, на яку вони нанесені.

Дослідження кінетики електродних потенціалів розроблених плазмових покриттів дозволили встановити, що значення електродного потенціалу стабілізуються через 40...60 хв при зануренні у нього зразків з покриттям. Стаціонарні потенціали  $E_{\text{ст}}$  досліджених покриттів у 3%-му розчині  $\text{NaCl}$  становили –0,2...–0,7 В залежно від матеріалу основи. Найбільший позитивний потенціал спостерігається у покриттів, нанесених на сплав  $\text{BT6}$  (–0,2 В), а за ним розташовуються покриття, нанесені на  $\text{Ст3}$  та сплав  $\text{AMg3}$  –0,58 та –0,7 В відповідно. Зазначені розбіжності у значеннях стаціонарного електродного потенціалу  $E_{\text{ст}}$  можна пояснити, насамперед, відмінністю у хімічному складі матеріалу основи. Побудовані криві залежності в координатах  $E_{\text{ст}} - t$  мають приблизно однаковий вигляд (рис. 3). Так, I ділянка відповідає швидкій зміні  $E_{\text{ст}}$ , на II ділянці відбувається повільна зміна  $E_{\text{ст}}$  і на III ділянці дуже повільно відновлюється вихідне рівноважне значення потенціалу, при якому швидкість проходження анодного і катодного процесів рівні.

Аналіз отриманих поляризаційних кривих (рис. 4) показав, що характер корозійної поведінки плазмових покриттів з КП  $\text{TiAl-SiC}$ ,  $\text{TiAl-Si}_3\text{N}_4$ , нанесених на різні основи, приблизно однаковий. Порівняння струмів корозії (табл. 1), визначених



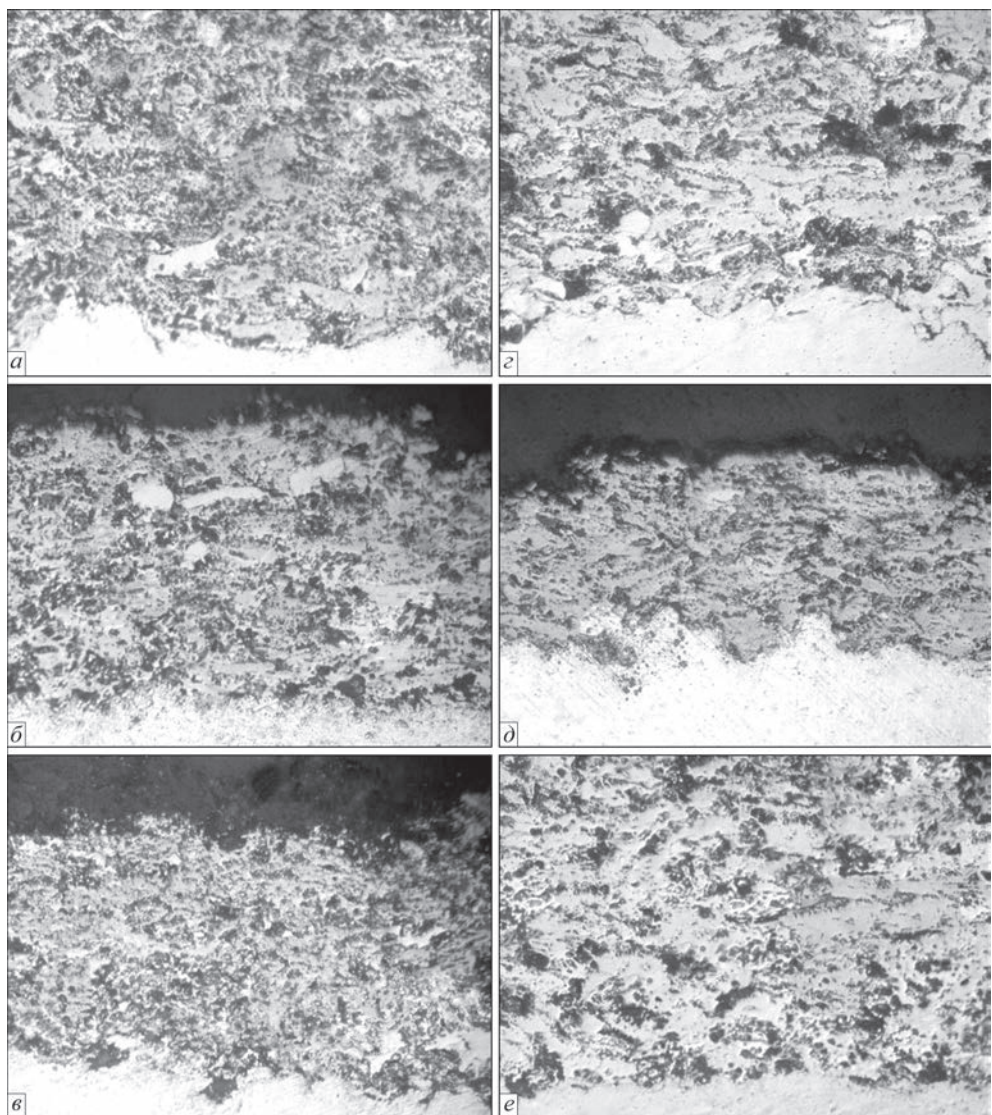


Рис. 1. Мікроструктура ( $\times 400$ ) плазмових покриттів системи TiAl-SiC (а-в) та TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> (г-е), нанесених на Ст3 (а, г), алюмінієвий АМг3 (б, д) і титановий ВТ6 (в, е) сплави

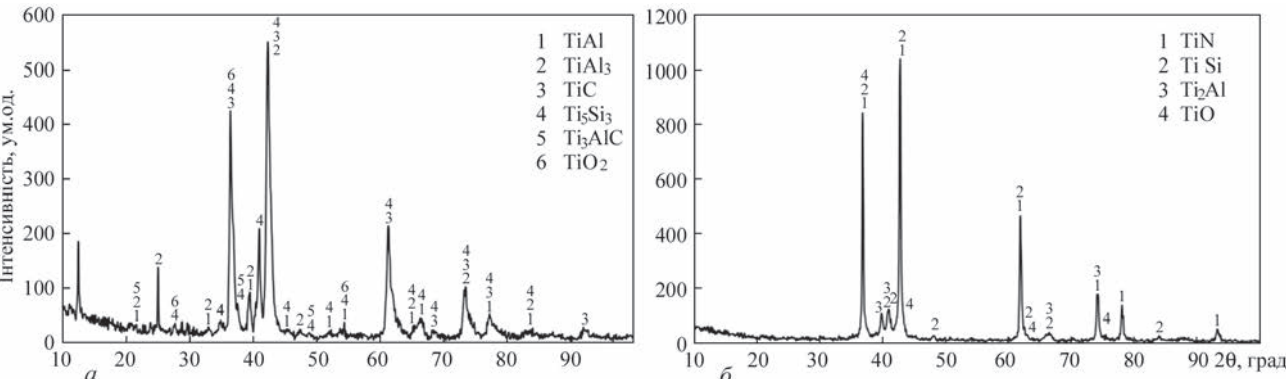


Рис. 2. Рентгенограми плазмових покриттів у вихідному стані: а – TiAl-SiC; б – TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>

шляхом екстраполяції тафелевих ділянок поляризаційних кривих, показав, що покриття, нанесені на титановий сплав ВТ6, характеризуються мінімальним струмом корозії  $i_c$  відповідно і його корозійна стійкість є найвищою.

У літературі є відомості про електрохімічну поведінку сплаву на основі інтерметаліду титану TiAl [15], згідно з якими в 3,5%-му розчині NaCl

струм корозії  $i_c$  для нього становить близько  $5 \cdot 10^{-5}$  А/см<sup>2</sup>. Електрохімічні дослідження плазмових покриттів (табл. 1) показали, що введення добавок карбіду та нітриду в сплав TiAl, що призводить до утворення нових фаз при плазмовому напиленні КП, отриманих методом механохімічного синтезу, підвищує його корозійну стійкість в електроліті на порядок ( $i_c = 10^{-6}$  А/см<sup>2</sup>).



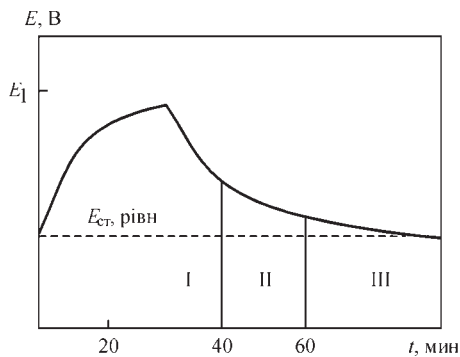


Рис. 3. Зміна стаціонарного потенціалу в часі для плазмових покриттів

Потенціал корозії плазмових покриттів на Ст3 зсувається на 0,1...0,2 В у більш позитивний бік порівняно зі стаціонарним потенціалом, на поляризаційних кривих можна спостерігати гальмування катодного процесу виділення водню. Аналіз анодних поляризаційних кривих (рис. 4, а) вказує на те, що в області активного розчинення (поблизу потенціалу -0,38 В) спостерігається лінійна залежність між потенціалом і логарифмом густини струму. При подальшому підвищенні потенціалу (~ -0,3 В) відбувається гальмування процесу розчинення та досягається струм насичення, після чого густина струму залишається незмінною при підвищенні потенціалу.

Для плазмових покриттів, нанесених на АМг3, потенціал корозії також зсувається на 0,2...0,3 В у більш позитивний бік (-0,5 В), що свідчить про рівномірне розчинення основи крізь пори покриття іонів  $Al^{3+}$ . Аналіз анодних поляризаційних кривих дозволив встановити, що електрохімічний процес протікає в області анодного розчинення та при потенціалі, близькому до нуля, відбувається його гальмування.

При нанесенні плазмових покриттів на сплав ВТ6 потенціал корозії потрапляє у пасивну область у зв'язку з утворенням на поверхні захисного шару оксиду титану  $TiO_2$ .

Плазмові покриття, нанесені на Ст3 та АМг3, знижують струми корозії у досліджуваному електро-

Таблиця 1. Результати електрохімічних досліджень плазмових покриттів у 3%-му розчині NaCl

Основа	Покриття	Електрохімічні характеристики		
		$E_{ст}, В$	$E_c, В$	$i_c, A/cm^2$
Сплав АМг3	—	-0,84	-0,5	$2,6 \cdot 10^{-5}$
	TiAl-Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	-0,64	-0,46	$4,1 \cdot 10^{-6}$
	TiAl-SiC	-0,7	-0,51	$5,2 \cdot 10^{-6}$
Ст3	—	-0,48	-0,5	$6,5 \cdot 10^{-5}$
	TiAl-Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	-0,58	-0,41	$5,4 \cdot 10^{-6}$
	TiAl-SiC	-0,58	-0,36	$4,4 \cdot 10^{-6}$
Сплав ВТ6	—	-0,04	0,04	$2,6 \cdot 10^{-6}$
	TiAl-Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	-0,2	-0,01	$3,5 \cdot 10^{-6}$
	TiAl-SiC	-0,2	-0,01	$3,2 \cdot 10^{-6}$

літі на один порядок і несуттєво впливають на корозійну стійкість сплаву ВТ6.

Після корозійних дослідів був проведений рентгеноструктурний фазовий аналіз ділянок поверхні плазмових покриттів, які піддавалися впливу агресивного середовища. Встановлено, що фазовий склад покриттів, нанесених на різні металеві основи, дещо відрізняється.

Так, покриття з КП TiAl-SiC поміж основних фаз  $TiC$ ,  $Ti_5Si_3$  та інтерметалідів системи TiAl на Ст3 містять оксиди заліза  $FeO$  і  $Fe_3O_4$ , на АМг3 – оксид алюмінію  $Al_2O_3$ , на ВТ6 – оксид титану  $TiO_2$  (рис. 5, а–в).

Для покриттів з КП TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> на Ст3, крім основного фазового складу  $TiN$ ,  $Ti_5Si_3$  та інтерметалідів системи Ti-Al, виявлено оксид заліза  $Fe_3O_4$ . Ці результати можуть свідчити про те, що відбувається проникнення агресивного середовища на межу розподілу покриття з основою з витісненням продуктів корозії на поверхню електрода.

Аналіз результатів корозійних випробувань показав, що плазмові покриття з КП TiAl-SiC та TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> зменшують швидкість корозії Ст3 у 10...16 разів, сплаву АМг3 у 8...9 разів, сплаву ВТ6 в 1,8...2,0 рази. Підвищення корозійної стійкості можна пояснити утворенням силіциду титану ( $Ti_5Si_3$ ) у плазмових покриттях. З літературних джерел відомо, що силіциди металів суттєво під-

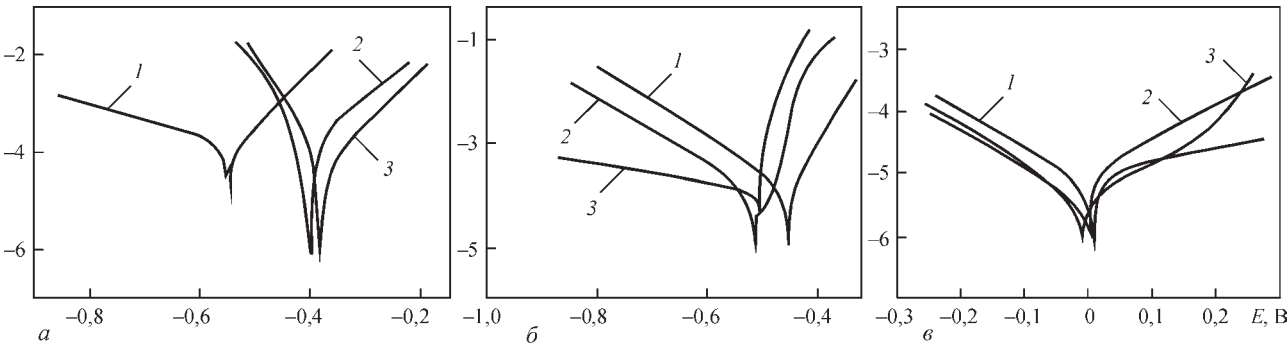


Рис. 4. Поляризаційні криві плазмових покриттів з КП TiAl-SiC та TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> у 3%-му розчині NaCl, нанесених на Ст3, сплави АМг3, ВТ6: а – 1 – Ст3; 2 – TiAl-SiC; 3 – TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>; б – 1 – сплав АМг3; 2 – TiAl-SiC; 3 – TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>; в – 1 – сплав ВТ6; 2 – TiAl-SiC; 3 – TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>

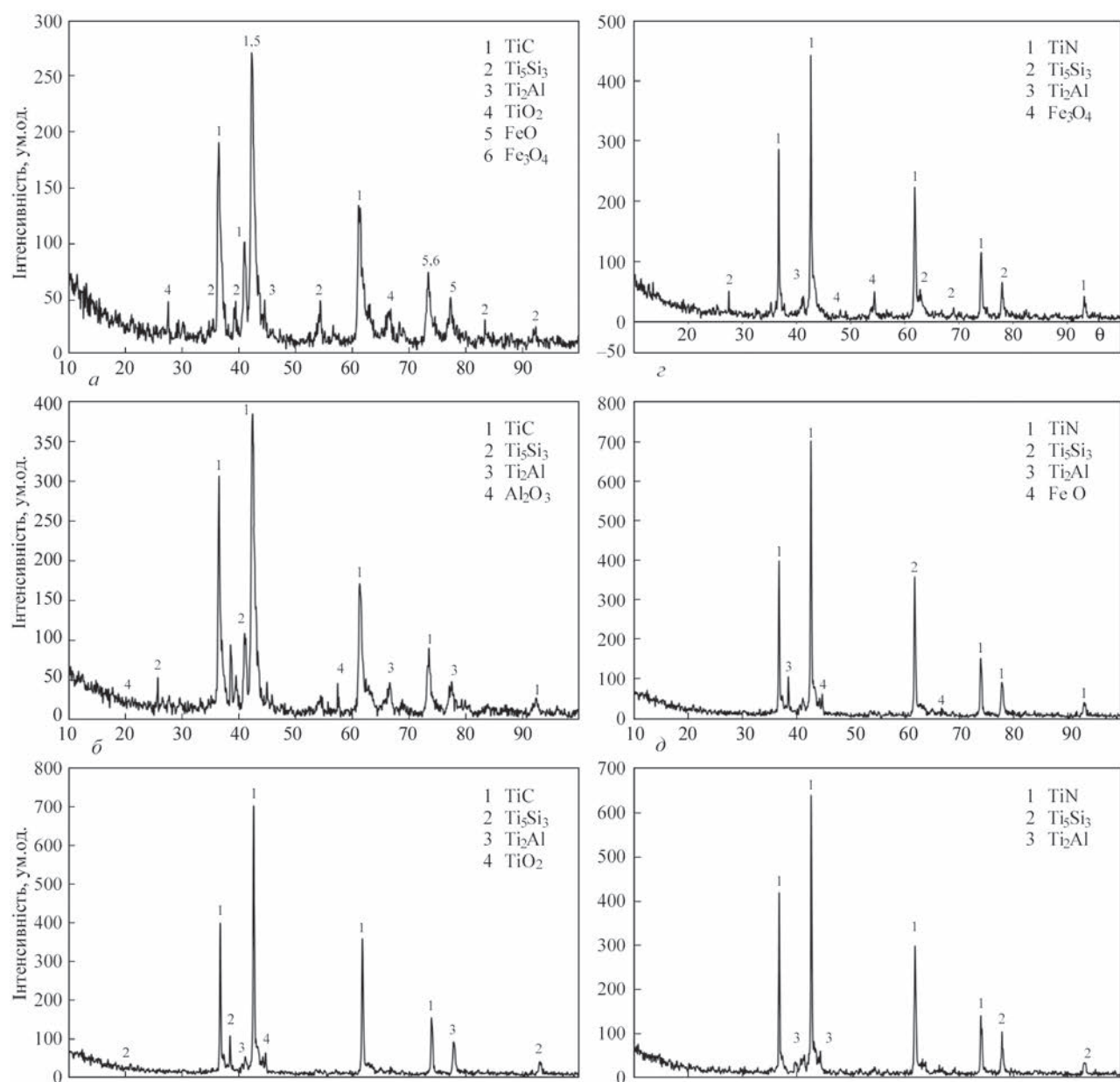


Рис. 5. Рентгенограми поверхні плазових покриттів з КП TiAl–SiC (*a–в*), TiAl– $\text{Si}_3\text{N}_4$  (*г–д*), нанесених на Ст3 (*a, г*), алюмінієвий АМГ3 (*б, д*) і титановий ВТ6 (*в, е*) сплави, після корозійних випробувань у 3%-му розчині NaCl

вищують корозійну стійкість покриттів та сплавів у різних агресивних середовищах, що обумовлено наявністю міцних ковалентних зв'язків метал – неметал, а також зв'язків Si–Si [17, 18].

Відповідно до поляризаційних кривих плазові покриття, нанесені на поверхню Ст3 і алюмінієвий сплав АМГ3, впливають на швидкість анодного розчинення як в активній області, так і в області їх пасивного стану, відбувається гальмування анодного процесу (див. рис. 4, *a, б*).

Процес анодного розчинення покриттів на Ст3 протікає переважно за реакцією  $\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}^{2+} + 2e$ , іони  $\text{Fe}^{2+}$  переходять у розчин з матеріалу основи крізь пори, які є у покритті. Це підтверджується даними РСФА, де встановлено, що після корозійних випробувань на поверхні покриттів, нанесених на Ст3, утворюється шар продуктів корозії, який

складається з оксидів заліза ( $\text{FeO}$ ,  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ). Процес анодного розчинення покриттів на сплаві АМГ3 протікає за реакцією  $\text{Al} \rightarrow \text{Al}^{3+} + 3e$ , на поверхні покриттів утворюється шар оксиду  $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

Поляризаційні криві для покриттів, нанесених на сплав ВТ6, розташовуються достатньо близько одна до одної, потенціал корозії свідчить про пасивний стан поверхні зразків внаслідок утворення на них плівки з оксиду титану  $\text{TiO}_2$ . Потенціал корозії, який є близьким до нуля, характеризує повністю пасивну корозійну стійкість поверхні покриття [19]. Треба відзначити, що гальмування анодного розчинення відбувається як для самого сплаву, так і для плазового покриття (див. рис. 4, *в*).

Значення струмів корозії, знайдені з поляризаційних кривих, дозволили розрахувати глибинний

Таблиця 2. Стійкість та термін служби плазмових покриттів у 3%-му розчині NaCl

Покриття (основа)	Глибинний показник корозії $K_n$ , мм/рік	Бал за шкалою стійкості	Термін служби, роки
TiAl–Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> (сплав АМг3)	0,058	5	6
TiAl–Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> (Ст3)	0,045	4	7
TiAl–Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> (сплав ВТ6)	0,042	4	8
TiAl–SiC (сплав АМг3)	0,055	5	6
TiAl–SiC (Ст3)	0,049	4	7
TiAl–SiC (сплав ВТ6)	0,036	4	10

Примітки. 1. Для Ст3  $K_n = 0,5935$ ; для АМг3 – 0,4925; для ВТ6 – 0,0667 мм/рік. 2. Усі покриття відносяться до групи «стійкі».

показник корозії покриттів. Для характеристики корозійної стійкості застосовано десятибальну шкалу оцінювання, відповідно до якої плазмові покриття можна віднести до групи «стійких». Розрахований термін служби плазмових покриттів свідчить про можливість експлуатації їх у середовищі 3%-го розчину NaCl протягом 6...10 років (табл. 2).

За корозійною стійкістю плазмові покриття з КП TiAl–SiC не поступаються композиційним покриттям, отриманим спіканням порошків інтерметалідів Ti<sub>3</sub>Al з доданням карбіду кремнію та нанесених на титановий сплав електроіскровим методом ( $i_c = 2,04 \cdot 10^{-6}$  А/см<sup>2</sup>) [20].

## Висновки

1. Встановлено, що плазмові покриття мають однорідну структуру з рівномірним розподілом фаз за глибиною, відсутністю дефектів та відшарувань на межі розподілу з основою. Фазовий склад плазмових покриттів для системи TiAl–SiC складається з таких фаз: TiAl, TiAl<sub>3</sub>, TiC, Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, Ti<sub>3</sub>AlC, TiO<sub>2</sub>, для системи TiAl–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> з Ti<sub>2</sub>Al, Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, TiN, TiO. Товщина покриттів становила  $200 \pm 50$  мкм.

2. Введення в плазмові покриття на основі TiAl неметалевих тугоплавких сполук при напиленні на основи зі Ст3 та АМг3 дозволяє підвищити їхню корозійну стійкість у 3%-му розчині NaCl на порядок, при напиленні на основу з ВТ6 корозійна стійкість підвищується не суттєво.

3. Корозійна стійкість плазмових покриттів на основі TiAl практично не залежить від природи тугоплаткої добавки (SiC і Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), яка вводиться, тому що для обох покриттів відбувається утворення Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, в результаті чого підвищується ця характеристика.

4. Плазмові покриття з КП TiAl–SiC, TiAl–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, які нанесені на основи зі Ст3, АМг3 і ВТ6, підвищують їхню корозійну стійкість у 3%-му розчині NaCl відповідно у 12...13 разів, 8...9 разів та 1,8...2,0 рази.

5. Плазмові покриття за підвищенням їхніх корозійних властивостей можна розташувати в ряд: покриття на АМг3 → покриття на Ст3 → покриття на ВТ6.

6. За шкалою корозійної стійкості плазмові покриття з КП TiAl–SiC і TiAl–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> відносяться до групи

«стійких». Розраховані терміни служби покриттів вказують на можливість експлуатації їх у середовищі 3%-го розчині NaCl терміном від 6 до 10 років.

## Список літератури

1. Синельникова В., Подергин В., Речкин В. (1965) *Алюминиды*. Киев, Наукова думка.
2. Каблов Е.Н., Лукин В.И. (2008) Интерметаллиды на основе титана и никеля для изделий новой техники. *Автоматическая сварка*, **1**, (667), 76–82.
3. Kurzina, I. A., Kozlov, E., Sharkeev, Yu. (2007) Influence of Ion Implantation on Nanoscale Intermetallic-phase Formation in Ti–Al, Ni–Al and Ni–Ti Systems. *Surf. Coat. Tech.*, 201, 8463–8468.
4. Cinca, N., Guilemany, J. (2012) Thermal spraying of transition metal aluminides: An overview. *Intermetallics*, 24, 60–72.
5. Yang, D., Tian, B., Cao, Y. (2011) Microstructures and properties of FeAl coatings prepared by LPPS, APS and HVOF. *Proc. of ITSC'2011*, 1229–1234.
6. Cinca, N., Guilemany, J. (2013) An overview of intermetallics research and application: Status of thermal spray coatings. *Journal of Materials Research and Technology*, **2**(1), 1–11.
7. Сироватка В.Л., Оликер В.Е., Яковлева М.С. (2013) Интерметаллиды системы Fe–Al: методы получения, свойства, покрытия. *Материаловедение*, **3**, 46–53.
8. Григоренко С.Г., Григоренко Г.М., Задорожнюк О.М. (2011) Интерметаллиды титана. Особенности, свойства, применение (Обзор). *Современная электрометаллургия*, **3**, 51–58.
9. Блинков П.Р., Волхонский В.С., Сергеев Н.Ю. (2015) Структуро- и фазообразование в системе Ti–Al–Si–N при формировании наноструктурных ионно-плазменных покрытий. *Неорганические материалы*, **51**, **11**, 34–38.
10. Воронов А.В., Сергеев В.П., Сергеев О.В. и др. (2009) Получение нанокомпозитных покрытий на основе системы Ti–Al–Si–N с помощью двух магнетронов. *Известия Томского политехнического университета. Инжиниринг георесурсов*, **315**, **2**, 147–150.
11. Pyachin, S.A., Ershova, A.A., Vlasova, N.M. et al. (2019) Preparation and properties of electrospray coatings from Ti<sub>3</sub>Al granules with silicon carbide and boron carbide ditives. *Letter Materials*, **9**(2), 191–196.
12. Войтович Р.Ф. (1981) *Окисление карбидов и нитридов*. Киев, Наукова думка.
13. Войтович Р.Ф., Головки Э.И. (1978) *Высокотемпературное окисление металлов и сплавов*. Киев, Наукова думка.
14. Никитин В.И. (1987) *Коррозия и защита лопаток газовых турбин*. Москва, Машиностроение.
15. Жук Н.П. (2006) *Курс теории коррозии и защиты металлов*. Москва, ООО ТИД «Альянс».
16. Seikh, A.H. (2015) Corrosion Behavior in 3.5% NaCl Solutions of  $\gamma$ -TiAl Processed by Electron Beam Melting Process. *Metals*, **5**, 2289–2302.
17. Шеин А.Б. (2010) Коррозионно-электрохимическое поведение силицидов металлов триады железа в различных электролитах. *Физикохимия поверхности и защита металлов*, **4**, 46, 403–413.
18. Князева В.М., Бабич С.Г., Колотыркин В.И., Кожевников В.Б. (1991) Металлоподобные соединения переходных металлов – новый класс коррозионно-стойких материалов и защитных покрытий. *Защита металлов*, **4**, 27, 603–616.



19. Томашов Н.Д., Чернова Г.П. (1993) *Теория коррозии и коррозионно-стойкие конструкционные сплавы*. Москва, Металлургия.
  20. Бурков А., Пячин С., Власова Н. и др. (2018) Улучшение антикоррозионных и триботехнических свойств сплава  $Ti_6Al_4V$  осаждением электронно-сварочных  $Ti-Al-Si-C$  покрытий. *Обработка металлов*, 20, 3, 85–96.
- ### References
1. Sinelnikova, V., Podergin, V., Rechkin, (1965) *Aluminides*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
  2. Kablov, E.N., Lukin, V.I. (2008) Intermetallics based on titanium and nickel for advanced engineering products. *The Paton Welding J.*, 11, 65–70.
  3. Kurzina, I. A., Kozlov, E., Sharkeev, Yu. (2007) Influence of ion implantation on nanoscale intermetallic-phase formation in  $Ti-Al$ ,  $Ni-Al$  and  $Ni-Ti$  systems. *Surf. Coat. Tech.*, 201, 8463–8468.
  4. Cinca, N., Guilemany, J. (2012) Thermal spraying of transition metal aluminides: An overview. *Intermetallics*, 24, 60–72.
  5. Yang, D., Tian, B., Cao, Y. (2011) Microstructures and properties of  $FeAl$  coatings prepared by LPPS, APS and HVOF. *Proc. of ITSC 2011*, 1229–1234.
  6. Cinca, N., Guilemany, J. (2013) An overview of intermetallics research and application: Status of thermal spray coatings. *J. of Materials Research and Technology*, 2(1), 1–11.
  7. Syrovatka, V.L., Oliker, V.E., Yakovleva, M.S. (2013) Intermetallics of  $Fe-Al$  system: Methods of producing, properties, coatings. *Materialovedenie*, 3, 46–53 [in Russian].
  8. Grigorenko, S.G. Grigorenko, G.M., Zadorozhnyuk, O.M. (2017) Intermetallics of titanium. Peculiar features, properties, application (Review). *Sovrem. Electrometal.*, 3, 51–58 [in Russian].
  9. Blinkov, P.R., Volkhonsky, V.S., Sergevnnin, N.Yu. (2015) Structure- and phase formation in  $Ti-Al-Si-N$  system at forming of nanostructural ion-plasma coatings. *Neorganicheskoe Materialy*, 51(11), 34–38 [in Russian].
  10. Voronov, A.V., Sergeev, V.P., Sergeev, O.V. et al. (2009) Producing of nanocomposite coatings based on  $Ti-Al-Si-N$  system using two magnetrons. *Izv. TPU, Engineering Georesursov*, 315(2), 147–150 [in Russian].
  11. Pyachin, S.A., Ershova, A.A., Vlasova, N.M. et al. (2019) Preparation and properties of electrospark coatings from  $Ti_6Al_4V$  granules with silicon carbide and boron carbide additives. *Letter Materials*, 9(2), 191–196.
  12. Vojtovich, R.F. (1981) *Oxidation of carbides and nitrides*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
  13. Vojtovich, R.F., Golovko, E.I. (1978) *High-temperature oxidation of metals and alloys*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
  14. Nikitin, V.I. (1987) *Corrosion and protection of gas turbine blades*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
  15. Zhuk, N.P. (2006) *Course in the theory of corrosion and protection of metals*. Moscow, Alliance [in Russian].
  16. Seikh, A.H. (2015) Corrosion behavior in 3,5%  $NaCl$  solutions of  $\gamma-TiAl$  processed by electron beam melting process. *Metals*, 5, 2289–2302.
  17. Shein, A.B. (2010) Corrosion-electrochemical behavior of metal silicides of iron triad in different electrolytes. *Fizikokhimiya Poverkhnosti i Zashchita Metallov*, 4(46), 403–413 [in Russian].
  18. Knyazheva, V.M., Babich, S.G., Kolotyrykin, V.I., Kozhevnikov, V.B. (1991) Metal-like compounds of transition metals as the new class of corrosion-resistant materials and protective coatings. *Zashchita Metallov*, 4(27), 603–616 [in Russian].
  19. Tomashov, N.D., Chernova, G.P. (1993) *Theory of corrosion and corrosion-resistant structural alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
  20. Burkov, A., Pyachin, S., Vlasova, N. et al. (2018) Improvement of anticorrosion and tribotechnical properties of  $Ti_6Al_4V$  alloy by deposition of electrospark  $Ti-Al-Si-C$  coatings. *Obработка Metallov*, 20(3), 85–96.

## CORROSION RESISTANCE OF PLASMA COATINGS PRODUCED FROM COMPOSITE $TiAl$ -BASED POWDERS WITH THE ADDITION OF NON-METALLIC REFRACTORY COMPOUNDS

Yu.S. Borysov, A.L. Borysova, N.V. Vigilyanska, O.P. Gryshchenko, Z.G. Ipatova, K.V. Yantsevych, M.A. Vasylykivska

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

The results of the study of the phase composition and corrosion resistance of plasma coatings from composite powders based on intermetallics in  $TiAl$  with the introduction of non-metallic refractory compounds ( $SiC$  or  $Si_3N_4$ ) are presented. The plasma coatings were deposited to the specimens of  $St3$ ,  $AMg3$  and  $VT6$  alloys. The coatings were investigated by the methods of metallographic and X-ray structural phase analysis. The studies of electrochemical properties of the plasma coatings were carried out by the potentiostatic method in a 3%  $NaCl$  solution. As initial materials for plasma spraying, composite powders  $TiAl-SiC$ ,  $TiAl-Si_3N_4$  produced by the method of mechanochemical synthesis were used. Using the method of X-ray structural analysis, it was revealed that the phase composition of the plasma coatings for the  $TiAl-SiC$  system consists of the following phases:  $TiAl$ ,  $TiAl_3$ ,  $TiC$ ,  $Ti_5Si_3$ ,  $Ti_3AlC$ ,  $TiO_2$ , and for the coating  $TiAl-Si_3N_4$  from phases  $Ti_2Al$ ,  $Ti_5Si_3$ ,  $TiN$ ,  $TiO$ . The average thickness of the coatings was  $200 \pm 50 \mu m$ , the porosity did not exceed 10%. It was found that the introduction of  $SiC$  or  $Si_3N_4$  into the composition of the composite coating leads to a decrease in the corrosion current in a 3%  $NaCl$  solution by about an order of value, and the corrosion resistance of  $St3$ ,  $AMg3$  and  $VT6$  alloys increases by 12...13, 8...9, and 1.8...2.0 times, respectively. The service life of the plasma coatings made of  $TiAl$  composite powders with the addition of  $SiC$  and  $Si_3N_4$  was calculated. The studied coatings belong to the class of resistant and are capable to protect metals in a 3%  $NaCl$  solution for a period from 6 to 10 years. 20 Ref., 2 Tabl., 5 Fig.

**Key words:** intermetallics, titanium, aluminum, non-metallic refractory compounds, composite powder, plasma coatings, corrosion resistance

Надійшла до редакції 09.06.2022

Всеукраїнська громадська організація Асоціація технологів-машинобудівників України проводить 4–5 жовтня 2022 р. в on line форматі XXII Міжнародну науково-практичну конференцію

**«ЯКІСТЬ, СТАНДАРТИЗАЦІЯ, КОНТРОЛЬ: ТЕОРІЯ І ПРАКТИКА»**

(ЯСК-22)

Приймання тез для включення в збірку матеріалів до 20 вересня 2022 р.

[www.atmu.net.ua](http://www.atmu.net.ua)

# СТРУМОПІДВІДНИЙ КРИСТАЛІЗАТОР В ЕЛЕКТРОШЛАКОВИХ ТЕХНОЛОГІЯХ

Ю.М. Кусков, В.М. Проскудін, В.А. Жданов, Л.Л. Окопник

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

Розглянуто технологію електрошлакового наплавлення та переплаву із використанням струмопідвідного кристалізатора, а також особливості конструктивного виконання кристалізатора. Наведено досвід модернізації базової трисекційної конструкції у двосекційну. Показано шляхи розвитку технології електрошлакового наплавлення із використанням струмопідвідних кристалізаторів різних розмірів і перерізів. Бібліогр. 19, рис. 5.

*Ключові слова:* електрошлакове наплавлення та переплав, струмопідвідний кристалізатор

**Вступ.** Пройшло близько 70-ти років з моменту офіційного визнання появи у зварюванні нового технологічного процесу – електрошлакового. Протягом цих років було розроблено різні способи електрошлакового зварювання та наплавлення, які знайшли широке застосування у промисловості та стали вже «класичними».

Із способом електрошлакового наплавлення (ЕШН) у струмопідвідному кристалізаторі (СПК) такого визнання та поширення не відбулося. Причиною цього стали складнощі його практичного виконання, головним чином через низьку довговічність пристрою, що застосовується, – струмопідвідного кристалізатора.

Мета роботи – показати деякі труднощі створення нового типу кристалізаторів, їх конструктивні та технологічні особливості, а також перспективи розвитку даної технології з урахуванням досягнутих успіхів у її промисловому застосуванні.

Вперше секційний електрод, що не витрачався, – кристалізатор – без будь-яких додаткових електродів, був представлений на початку 1960-х років співробітником ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України Г.В. Ксьондзиком у співавторстві з І.І. Фруміним та В.С. Ширіним [1, 2] та запатентований у багатьох країнах [3–5]. Поділ функцій плавлення наплавного матеріалу та формування наплавного шару в ньому досягалися за рахунок використання в технологічному процесі різних електрично ізольованих між собою секцій кристалізатора.

Схема кристалізатора представлена на рис. 1. Він складається з окремих горизонтально розташованих водоохолоджуваних секцій 2, 6, 7, розділених між собою електроізолюючими прокладками 5. До верхньої секції 2, що проводить електричний струм, підведено напругу від джерела живлення; нижня секція 7 формує наплавлений метал; проміжна секція 6 служить для поділу верхньої та нижньої секцій. Вона може також

бути елементом автоматичного стеження за рівнем металевої ванни 8.

Для виключення електроерозії верхньої секції вона має захисну термостійку електропровідну футеровку 4, яка зазвичай робиться з графіту. Електроерозія – це явище, властиве як СПК, так і звичайним кристалізаторам, що застосовуються у технологіях електрошлакового переплаву (ЕШП) [6]. При цьому стійкість нових кристалізаторів ЕШП становить у середньому 250 плавки, але коливається від 150 до 350 плавки при середній тривалості плавки 2,5 год кожна.

Слід зазначити, що якщо у звичайних кристалізаторах струм, що протікає на стінку кристалізатора, в залежності від параметрів плавки становить від 10...20 до 90 % загального струму [7], то при ЕШН в СПК через струмопідвідну секцію проходить весь робочий струм. Отже, у даному випадку процеси електроерозії мають відбуватися

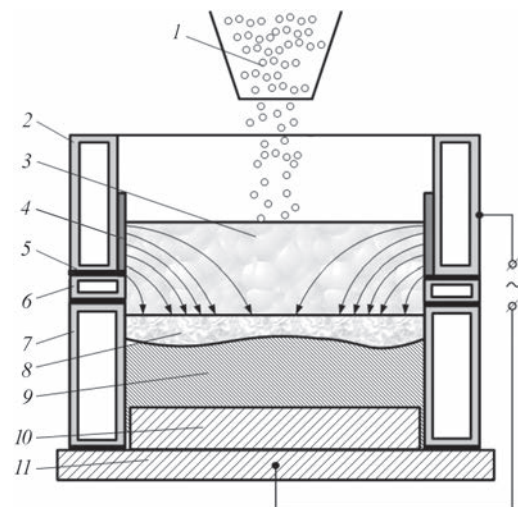


Рис. 1. Схема ЕШН дискретною присадкою в СПК: 1 – дискретна присадка; 2, 6, 7 – струмопровідна, проміжна і формуюча секції кристалізатора відповідно; 3 – шлакова ванна; 4 – захисне футерування; 5 – ізоляційна прокладка; 8 – металева ванна; 9 – наплавлений метал; 10 – виріб; 11 – піддон. Стрілки показують розподіл струму в шлаковій ванні

більшою мірою. На рис. 2 показано поверхню шлакової кірки, що стикалася з еродованою поверхнею стінки струмопідвідної секції.

Ще однією особливістю СПК є те, що в його струмопідвідній секції виконаний поздовжній розріз, який зазвичай заповнено термостійким електроізоляційним матеріалом, внаслідок чого дана секція являє собою одновитковий індуктор. Магнітні силові лінії цього індуктора, взаємодіючи з магнітними силовими лініями зварювального струму, створюють у шлаковій ванні обертальний ефект (що передається за рахунок сил тертя і на металеву ванну). Ця додаткова властивість СПК дозволяє отримати при ЕШН особливі переваги: покращити вирівнювання температур в об'ємі шлакової ванни, забезпечити рівномірний розподіл наплавної присадки поверхнею шлакової ванни, зменшити електроерозійні явища за рахунок зниження кількості локальних зон проходження струму до шлакової ванни.

Для початку роботи кристалізатора в ньому має бути створена шлакова ванна 3. Це можна здійснити двома шляхами: за рахунок її наведення безпосередньо в самому кристалізаторі за допомогою додаткового електрода, що не витрачається (твердий старт), або заливкою в кристалізатор рідкого шлаку, попередньо розплавленого в окремій ємності (рідкий старт). В обох випадках об'єм шлаку повинен бути таким, щоб ним перекривалися всі три секції. Будучи електропровідним середовищем, він починає проводити струм від верхньої (токопідвідної) секції через металеву ванну 8 до наплавленого металу 9, виробу 10 та піддону 11. Незалежно від параметрів електрошлакового процесу в шлакову ванну подається дискретна присадка 1, яка, розплавляючись у шлаку, кристалізується в нижній формуючій секції. У разі застосування при ЕШН електродів, що витрачаються, можуть використовуватися різні електричні схеми їх плавлення в шлаковій ванні [8].

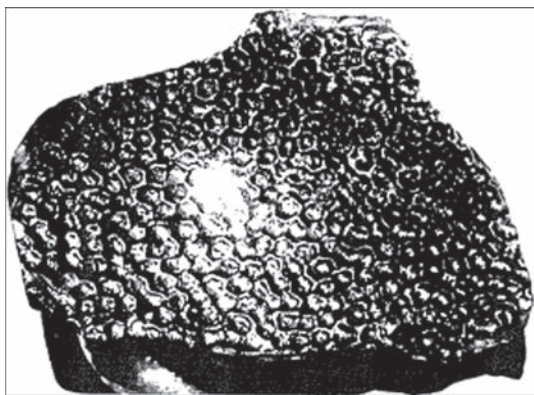


Рис. 2. Поверхня шлакової кірки, що торкалася еродованої поверхні стінки струмопідвідної секції (за відсутності футерування): робочі струми до 1 кА, час експлуатації 1 год ( $\times 7$ )

Як видно з рис. 1 і опису роботи даного пристрою, ці схеми в конструкторському і технологічному відношенні досить прості.

Але слід визнати, що в авторському свідоцтві на цю конструкцію насамперед було заявлено раціональну ідею. Тому при всій своїй простоті знадобилося понад десять років до отримання перших обнадійливих результатів експлуатації запропонованого кристалізатора. Здебільшого це було пов'язано з підвищенням його довговічності. Хоча були проблеми з вибором оптимального складу флюсу, напруги холостого ходу джерела живлення, схеми електричного підключення. Як приклад оптимізації конструкції СПК на рис. 3 та 4 показані варіанти створення двосекційного СПК для наплавлення циліндричних деталей.

Відмінною особливістю базової моделі такого кристалізатора (рис. 3) є відсутність проміжної секції, що знаходиться в найбільш складних теплових умовах, і використання в якості струмопідвідного елемента графітової втулки, ізолюваної по вертикальній поверхні і нижньому торцю від формуючої секції.

За такої схеми після заливання шлаку в кристалізатор починається не шлаковий, а дуговий процес через швидке руйнування ізоляції. Спостерігаються випадки підвищеного ерозійного руйнування мідної стінки водоохолоджуваного кристалізатора і мідного струмопідвідного кільця.

У зв'язку з отриманим результатом було внесено конструктивні зміни – графітову втулку було виконано з буртом для забезпечення кращого електричного контакту в зоні струмопідводу та з граничним вертикальним розрізом за її довжиною (рис. 4).

Постійного обертання шлакової ванни досягти не вдалося через появу в зоні розрізу електропровідних продуктів окислювально-відновних

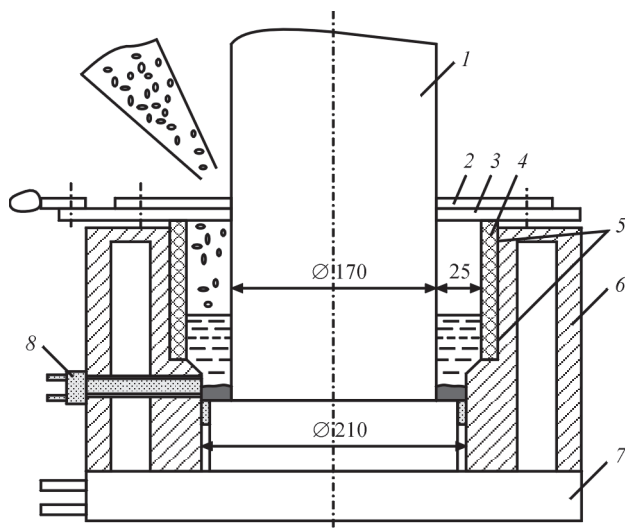


Рис. 3. Базова конструкція двосекційного СПК: 1 – заготовка; 2 – сталеве притискне кільце; 3 – мідне струмопідвідне кільце; 4 – графітова секція; 5 – ізоляційні прокладки; 6 – мідна секція; 7 – колектор; 8 – індуктивний датчик рівня металу



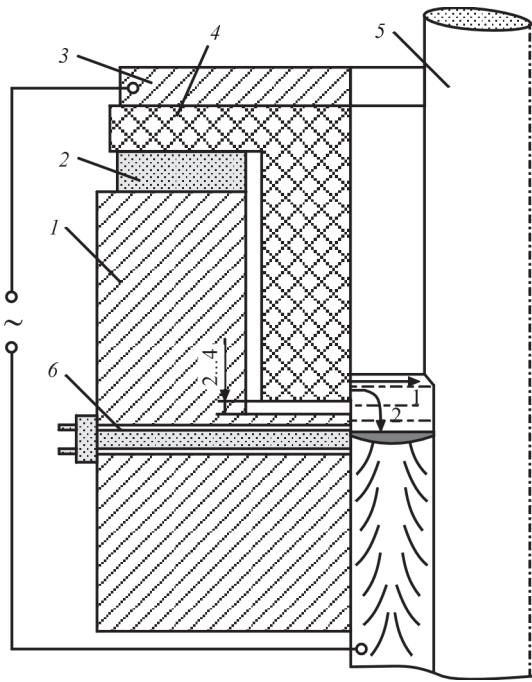


Рис. 4. Двосекційна конструкція СПК з буртом на графітовій секції: 1 – мідна секція; 2 – ізоляційна прокладка; 3 – мідне струмопідвідне кільце; 4 – графітова секція; 5 – заготовка; 6 – індуктивний датчик рівня металу; 11, 12 – відповідно горизонтальна та вертикальна складові струму

реакцій, що протікають на границі графіт-шлак. Були відзначені сліди ерозії на горизонтальній поверхні мідної секції у зоні близького розташування від неї торця графітової втулки.

Автори патенту назвали розроблений ними пристрій «струмопідвідний кристалізатор», хоча ця назва не зовсім точно відображає фізичний зміст процесів, що відбуваються.

Справа в тому, що до кристалізатора від джерела живлення підводиться напруга. Сам же кристалізатор (вірніше його верхня секція, що знаходиться під напругою), будучи елементом електричного ланцюга джерело живлення – верхня секція – шлакова ванна – металева ванна – заготовка – піддон, проводить струм, що протікає по ньому. Тому правильніше було б назвати цей пристрій «кристалізатором, що знаходиться під напругою» або «струмопровідним кристалізатором».

У зв'язку з тим, що первісна назва вже вкоренилася в технічній літературі, слід користуватися терміном, запропонованим авторами, з аббревіатурою СПК.

Ідея використовувати при виплавленні злитків або наплавленні пристроїв, що одночасно впливають на протікання електрошлакового процесу і забезпечують формування металу, що переплавляється, настільки приваблива, що її в різних варіантах стали застосовувати як у країнах ближнього, так і далекого зарубіжжя [9–11].

Фірма «Інтеко» (Австрія) отримала кілька патентів на виплавлення злитків з використанням СПК [12, 13].

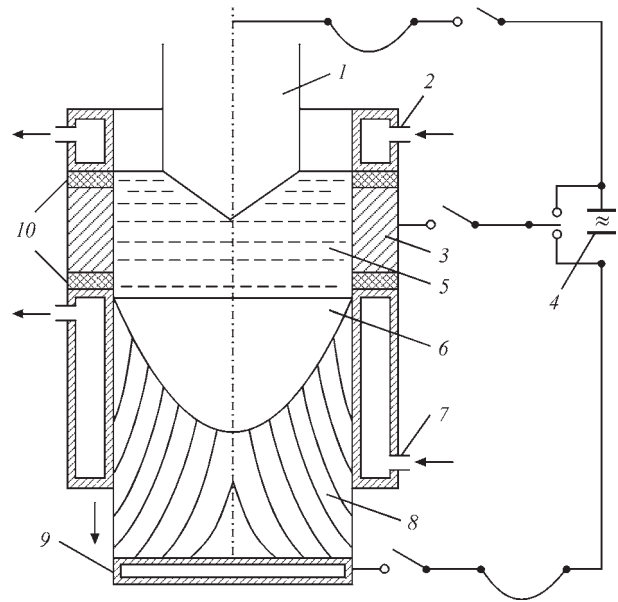


Рис. 5. Схема секційного кристалізатора за патентом Німеччини DE 196 14 182 C1: 1 – електрод, що витрачається; 2 – верхня секція кристалізатора; 3 – проміжна секція кристалізатора; 4 – джерело живлення; 5 – шлакова ванна; 6 – металева ванна; 7 – нижня секція кристалізатора; 8 – наплавний метал; 9 – піддон; 10 – електроізоляційні прокладки.

На рис. 5 показаний один із таких способів за патентом [14]. Його відмінною особливістю є те, що при переплаві напруга підводиться від одного джерела живлення як до електроду, що витрачається, так і до однієї (проміжної) з секцій кристалізатора, виготовленої з графіту або тугоплавких металів W, Mo, Nb і т. п. та ізольованої від інших секцій.

Промислове застосування ця технологія отримала при швидкісному виплавленні злитків із швидкокорізальних сталей методом ESRR (ElectroSlag Rapid Remelting) [15].

Подальшим розвитком технології ЕШН у СПК стало використання при наплавленні не тільки електродів великого перерізу і дискретної присадки, а також присадки у вигляді рідкого матеріалу [16]. При цьому зі збільшенням розмірів (діаметра) кристалізатора пропонується використовувати струмопідвідну секцію з великою кількістю вертикальних розрізів [17, 18] для забезпечення рівномірного проплавлення поверхні заготовки.

Останнім часом для розширення можливостей ЕШН у СПК розроблено технології отримання біметалу квадратного перерізу [19]. При цьому в такого типу кристалізаторів збережені всі технічні особливості, притаманні СПК круглого перерізу.

Таким чином, на підставі отриманих результатів успішного промислового випробування технології ЕШН у СПК із використанням кристалізаторів двох форм робочого перерізу (круглого та квадратного) можна стверджувати, що вдалося створити працездатну технологію наплавлення та пристрої для її здійснення.

## Список літератури/References

1. Ксэндзык Г.В., Фрумин И.И., Ширин В.С. (1964) *Токоподводящий кристаллизатор*. А.с. 264427, СССР. Заявл. 19.11.1964  
Ksendzyk, G.V., Frumin, I.I., Shirin, V.S. (1964) *Current-conducting mould*. USSR author's cert. 264427, fil. 19.11.1964 [in Russian].
2. Ксэндзык Г.В., Фрумин И.И., Ширин В.С. (1969) *Устройство для электрошлакового переплава*. А.с. 337026 СССР. Заявл. 25.06.1969  
Ksendzyk, G.V., Frumin, I.I., Shirin, V.S. (1969) *Unit for electros slag remelting*. USSR author's cert. 337026, fil. 25.06.1969 [in Russian].
3. Ksendzyk, G.V., Frumin, I.I., Sirin, V.S. (1979) Patentschrift DE 2746256 C3 BR, C21c 5/52 *Ringformige Kokille für Anlagen zum Electroschlacke – Umschmelzen bzw. Aufschmelzen von Metallen*. Anmeldetag 14.10.1977, Offenlegungstag 19.04.1979.
4. Ksendzyk, G.V., Frumin, I.I., Sirin, V.S. (1981) *Electros slag Remelting and Surfacing Apparatus*. Patent 4,305,451 US B22D 27/02. Fil. 23.06.1977, Publ. 15.21.1981.
5. Ksendzyk, G.V., Frumin, I.I., Sirin, V.S. (1981) *Electros slag Remelting and Surfacing Apparatus*. Patent Specification I 566 819 GB, B22D 11/04, B01F 13/08, B22D 23/06. Fil. 13.09.1977, Publ. 09.07.1981.
6. Артамонов В.Л., Каменский Ю.М., Тоистев В.И. и др. (1981) Электрическая эрозия кристаллизаторов при ЭШП и восстановление их наплавкой. *Специальная электрометаллургия*, 45, 52–55.  
Artamonov, V.L., Kamensky, Yu.M., Toistev, V.I. et al. (1981) Electric erosion of moulds in ESR and their restoration by cladding. *Spec. Elektrometallurgiya*, 45, 52–55 [in Russian].
7. *Электрошлаковый металл* / Под ред. Б.Е. Патона и Б.И. Медовара. – К. Наук. думка. 1981. – 680 с.  
(1981) *Electros slag metal*. Ed. by B.E. Paton, B.I. Medovar. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
8. Kuskov, Yu.M., Grishchenko, T.I. (2019) Formation of Metal Pool in Current – Supplying Mould at Electros slag Process. *The Paton Welding J*, 4, 33–36. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.04.07>
9. Holzgruber, W., Holzgruber, H. (2000) Innovative electros slag remelting technologies. *MPT International*, 2, 46–48.
10. Kubin, M., Scheriau, A., Knabl, M. et al. (2016) Investigation of the Implication of the Current Conductive Mould Technology with Respect to the Internal and Surface Quality of ESR Ingots. *Medovar Memorial Symposium (7–10 June 2016, Kyiv)*, Kyiv, Elmetroll, pp. 174–179.
11. 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., Mikheev, A.N., Pavlov, A.A. (2002) Electros slag cladding in section mould of edges of rolling mill mandrels. *Svaroch. Proizvodstvo*, 6, 31–34 [in Russian].
12. Holzgruber, W., Holzgruber, H. (1996) *Verfahren zum Umschmelzen von Metallen Zulinem Strang sowie Vorrichtung da für*. Patent EP 0 786 531 A1 Europasches Patent. C 22B 9/18, B 22 D 23/10. Anmeldetag 29.01.1996, Offenlegungstag 21.12.1996.
13. Holzgruber, W., Holzgruber, H. (2000) *Wassergekühlte Kokille für das Stranggiessen oder Electroschlackeumschmelzen*. Patent A. T. 406 239 B Republik Österreich, B 22D 23/10, C21c 5/52. Anmeldetag 09.04.1996, Offenlegungstag 27.03.2000.
14. Holzgruber, H. (1997) *Wassergekühlte Kokille zum Herstellen von Blocken oder Strangen sowie deren Verwendung*. Anmeldetag 11.04.1996. Patent DE 196 14 182 C1BR, C21C 5/52, C22B 9/193. Veröffentlichungstag 31.07.1997.
15. Alghisi, D., Milano, M., Paziencia, L. (2001) The Electros slag Rapid Remelting Process under Protective Atmosphere of 145 mm Billets. *Medovar Memorial Symposium (15–17 May 2001, Kyiv)*, Kyiv, Elmetroll, 97–105.
16. Дубоделов В.И., Погорский В.К., Шкурко В.К. и др. (2002) Применение магнитодинамической установки в технологии электрошлаковой наплавки жидким металлом стальных прокатных валков. *Проблемы специальной электрометаллургии*, 4, 8–10.  
Dubodelov, V.I., Pogorsky, V.K., Shnurko, V.K. et al. (2002) Application of magnetodynamic unit in the technology of electros slag cladding of steel mill rolls using a liquid metal. *Advances in Electrometallurgy*, 4, 7–8.
17. Tomilenko, S.V., Kuskov, Yu. M. (2000) Special features of melting of parent metal electros slag surfacing in a current-supplying solidification mould. *Welding International*, 14(11), 893–895.
18. Шевченко В.Е. (2001) *Электрошлаковая технология в производстве современных прокатных валков*. Дис. ... на соискание уч. степени канд. техн. наук, Киев.  
Shevchenko, V.E. (2001) *Electros slag technology in production of modern mill rolls*. In: Syn. of Thesis for Cand. of Tech. Sci. Degree. Kyiv [in Russian].
19. Нетяга А.В., Кусков Ю.М., Проскудин В.М. та ін. (2021) Формування високохромистого чавуну при електрошлаковому наплавленні в струмопідвідному кристалізаторі квадратного перерізу. *Сучасна електрометалургія*, 4, 16–19. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2021.04.02>  
Netyaga, A.V., Kuskov, Yu.M., Proskudin, V.M. et al. (2021) Formation of a layer of high-chromium cast iron in current-conducting mould of a square cross-section at electros slag surfacing. *Suchasna Elektrometal.*, 4, 16–19. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2021.04.02>

## CURRENT-CONDUCTING MOULD IN ELECTROSLAG TECHNOLOGIES

Yu.M. Kuskov, V.M. Proskudin, V.A. Zhdanov, L.L. Okopnyk

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

E-mail: ryabtsev39@gmail.com

The technology of electros slag surfacing and remelting, using a current-conducting mould, as well as the features of mould design, are considered. Experience of upgrading the basic three-section design into a two-section one is described. Ways of development of electros slag surfacing technology with application of current-conducting moulds of different dimensions and cross-sections are shown. 19 Ref., 5 Fig.

Keywords: electros slag surfacing and remelting, current-conducting mould

Надійшла до редакції 19.05.2022

Міжнародна науково-технічна конференція

«МІЦНІСТЬ І ДОВГОВІЧНІСТЬ СУЧАСНИХ МАТЕРІАЛІВ ТА КОНСТРУКЦІЙ»

10–11 листопада 2022 р.

Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя

Матеріали доповідей слід подати до 01.11.2022 р.

<https://sdmms.tntu.edu.ua>

## ПРОБЛЕМИ ТЕХНІЧНОЇ ДІАГНОСТИКИ ТА ПІДХОДИ ДО ЇХ ВИРІШЕННЯ\*

**Вступ.** У числі питань, що постають перед сучасною промисловістю, енергетикою та транспортом, забезпечення безпечної експлуатації та оцінка реального залишкового ресурсу конструкцій, вузлів та агрегатів займає одне з важливіших місць [1, 2]. Це пов'язано суттєвою мірою з тим, що значна частина об'єктів названих вище галузей відпрацювала свій плановий ресурс, деякі з них перевищили його у декілька разів і, тим не менш, продовжують експлуатуватися.

У якості прикладу науково обґрунтованих підходів до питань технічної діагностики розглянемо розробки в галузі методу акустичної емісії (АЕ). Даний метод заснований на явищах, що виникають у матеріалах при динамічній перебудові їх структури, яка відбувається переважно внаслідок впливу зовнішніх факторів, включаючи деформування конструкції робочими навантаженнями.

Відмінною особливістю АЕ технології є можливість оцінки стану конструкцій з наперед заданою точністю та ймовірністю (у системах безперервного моніторингу, що експлуатуються в даний час, ці показники при ймовірності певної події 0,95 дають похибку її оцінки  $\pm 15\%$ ).

Технологія є унікальною, інноваційною та дозволяє:

- передбачити руйнівні навантаження, попереджати про небезпеку та запобігати аваріям, не припиняючи експлуатації;
- забезпечити великий фінансовий прибуток.

Діагностичне обладнання, встановлене на конструкції, дає змогу відстежувати її стан у будь-якій точці, яка має доступний для інтернету зв'язок із віддаленим центром контролю та аналізу.

Основні переваги:

- автоматизована оцінка ризику;
- онлайн передбачення руйнівного навантаження та залишкового ресурсу для конструкцій;
- повна автоматизація моніторингу та прогнозування;
- автоматизоване керування безпекою конструкцій;
- проста інсталяція та інтеграція у промислові комп'ютерні мережі;
- використання стандартних мережевих протоколів і технологій.

Базовий варіант вказаної методики розроблено в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України (ІЕЗ). На її ос-

нові розвивається новий тип систем безперервного АЕ моніторингу.

Розроблено та впроваджено методи та інструменти для контролю безпеки споруд. Наразі системи безперервного АЕ моніторингу першого покоління працюють на деяких великих підприємствах України, наприклад, на чотирьох найбільших у Європі великотоннажних резервуарах (120 000 м³) та трубопроводах аміаку на Одеському припортовому заводі.

Джерела рентабельності створених систем безперервного АЕ моніторингу:

- скорочення простою виробництва;
- зниження кількості планових зупинок;
- запобігання аваріям;
- скорочення часу контролю;
- скорочення часу та витрат на пуск після випробування або ремонту;
- зниження витрат на оплату процедури контролю;
- зниження витрат на прийняття рішення про стан конструкції;
- спрощення роботи контролюючого персоналу;
- зниження витрат на діагностичне обладнання;
- уніфікація процедури контролю для всього виробництва;
- зниження витрат на заміну обладнання та програмного забезпечення за рахунок уніфікації обміну даними;
- зниження витрат на навчання фахівців.

У зв'язку з цим слід вважати важливим публікацію у 2022 р. стандарту [3]<sup>1</sup>, який встановлює основні положення з технічного діагностування, показники та характеристики діагностування, вимоги до діагностичного забезпечення об'єктів діагностування.

Згідно зі стандартом перерахуємо основні завдання технічної діагностики конструкцій:

- визначення поточного технічного стану;
  - визначення місць, що можуть являти загрозу для безпечного функціонування об'єктів діагностування;
  - прогнозування технічного стану.
- Для здійснення технічного діагностування об'єкту необхідно:
- встановити показники та характеристики діагностування;
  - забезпечити пристосованість об'єкту до технічного діагностування;

<sup>1</sup> Розробники – ІЕЗ та ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України.

\* Передрук статті з журналу «Технічна діагностика та неруйнівний контроль». – 2022. – №2. – С. 3-10. DOI: <https://doi.org/10.37434/tdnk2022.02.01>



– розробити діагностичне забезпечення об'єкту.

Показники та характеристики діагностування, вимоги щодо пристосованості об'єкту до діагностування та діагностичного забезпечення об'єкту повинні включатися у технічні завдання та нормативно-технічну документацію, що розробляється у процесі проведення дослідно-конструкторських робіт.

Встановлюються такі показники діагностування:

– показники достовірності та точності діагностування;

– техніко-економічні показники.

Методи діагностування повинні визначатися, виходячи з встановлених завдань, і повинні включати в себе:

– діагностичну модель об'єкту;

– алгоритм діагностування та програмне забезпечення;

– правила вимірювання діагностичних параметрів;

– правила аналізу та обробки діагностичної інформації та прийняття рішення.

Розглянемо детально передумови та складові діагностування стосовно методу АЕ, які, відповідно до зазначеного стандарту, забезпечують кількісну оцінку стану об'єктів контролю з необхідними точністю та ймовірністю.

Діагностування поточного стану матеріалу конструкцій може проводитися руйнівними або неруйнівними методами контролю. До перших можна віднести випробування зразків-свідків або доведення до руйнування одного типового виробу з партії, на базі якого судять про стан інших. Основними недоліками руйнівних методів є вибіркковість даних, погіршення поточного стану або повне руйнування конструкції. Неруйнівні методи контролю мають велику перевагу перед руйнівними, оскільки суттєво не впливають на стан конструкції та можуть бути використані багато разів або забезпечити постійний моніторинг стану конструкції на її робочих параметрах.

Незалежно від того, які методи контролю використовують, слід розуміти, що контроль є лише першою стадією діагностування. Результати контролю мають бути опрацьовані у тому сенсі, щоби отримати на виході кількісні показники поточного стану конструкції – прогнозоване руйнівне навантаження, несуча здатність, залишковий ресурс, тріщиностійкість або інші – із заданою точністю та ймовірністю.

Такі вимоги необхідні для забезпечення найвищої надійності результатів контролю, що, у свою чергу, вимагає застосування достатньо складних аналітичних методів, математичних досліджень високого рівня. Тому при розробці методик контролю дедалі ширше застосування отримують складні математичні моделі та втілення у практику результатів моделювання. Такий підхід дозво-

ляє отримати нормовані значення параметрів, що характеризують показники експлуатаційної надійності та можливого руйнування матеріалів у певних межах похибок і при наперед заданій ймовірності їхньої появи. Таким чином, суттєвого значення набуває «інженерна» математика, зв'язування фізичних процесів, що протікають у матеріалах при руйнуванні, з математичними образами цих процесів. Таке поєднання дозволяє у деяких випадках суттєво спростити рішення та отримати задовільні результати у тих завданнях, які раніше просто не можна було вирішити. Реалізація розрахунків оптимально виконується за допомогою сучасної комп'ютерної техніки, а їх результати з достатньою для практики точністю дозволяють отримати показники працездатності із зазначеними характеристиками.

Метод АЕ є одним з найбільш ефективних неруйнівних методів, який має ряд серйозних переваг під час його використання у промислових умовах. До таких переваг відносяться, перш за все, можливість стовідсоткового контролю всього обсягу матеріалу конструкції, контроль великих поверхонь малим числом датчиків, діагностування конструкцій без зупинки виробництва, виключення громіздких гідровипробувань та заміна їх на пневмовипробування. Велике значення набуває можливість використання діагностичної апаратури на основі акустичної емісії для управління процесом виробництва в умовах передаварійних та аварійних ситуацій, що дозволяє своєчасно вживати заходів для попередження аварій, забезпечуючи експлуатацію конструкцій за фактичним станом. Це стало причиною вибору методу АЕ у якості предмету наукових досліджень з технічної діагностики та розробки на його основі нових методів оцінки стану матеріалів.

За словами академіка Б.Є. Патона, який був засновником розвитку цього напрямку в ІЕЗ, «стрімкий розвиток науки та технологій дає перспективу широкого застосування акустичної емісії для створення інтелектуальних конструкцій та споруд, які із заданою точністю та ймовірністю самі повідомлятимуть про свій стан та пропонуватимуть заходи виходу із скрутних ситуацій».

За більш ніж 40-річний період досліджень вдалося створити необхідні теоретичні та методичні підґрунтя для вирішення цієї задачі з наступних складових:

- Експериментальні дослідження.

- Аналітичні дослідження хвильових та температурних полів.

- Математичне моделювання процесів у деформованому матеріалі, виникнення та розвитку пошкоджень і відповідної цьому АЕ.

- Статистична обробка та розпізнавання образів, побудова алгоритмів прогнозування руйнування та залишкового ресурсу.

- Чисельне вирішення аналітичних задач, програмування внутрішнього та зовнішнього інтерфейсів систем АЕ контролю з необхідними характеристиками.

Одразу слід відзначити, що вказані складові є обов'язковими, виконувалися поруч одна з іншими. Вилучення хоча б однієї з цих складових призвело б до неможливості отримати необхідні наукові результати, які дозволили у кінцевому рахунку створити повністю автоматизовані системи промислового рівня, що заздалегідь розпізнають небезпечний стан матеріалу конструкцій, попереджають про рівень небезпеки, прогнозують руйнівне навантаження та залишковий ресурс з чіткими показниками точності та ймовірності. «Мозком» цих систем є програмне забезпечення, що алгоритмічно реалізує та втілює у життя ідеї авторів, «органами відчуття» є прилади, що отримують інформацію від датчиків АЕ та технологічну інформацію (тиск, навантаження, температура тощо).

**Експериментальні дослідження.** Інформація, яку отримують прилади АЕ, є настільки ємною, багатопараметричною, швидко змінною у часі, що опрацювання її без сучасної комп'ютерної техніки є практично неможливим. Саме тому стрімкий розвиток досліджень у галузі АЕ і створення в різних країнах приладів для АЕ вимірювань припав на початок 21-го століття і продовжується сьогодні – комп'ютери попередніх поколінь не встигали обробляти величезні потоки даних. Зараз практично в усіх розвинених країнах світу є підприємства, що виробляють швидкодіючу АЕ апаратуру з більш-менш подібними характеристиками. Зростає кількість каналів, що паралельно обробляють інформацію з багатьох датчиків, пропонуються різні варіанти обробки сигналів, що фіксує АЕ обладнання.

Таким чином, на сьогодні існує практично уся необхідна база для проведення експериментів у галузі АЕ та запису АЕ інформації.

Але далі постає питання обробки цієї інформації, вилучення з неї корисної складової та проведення оцінки стану конструкцій, що контролюються. У західних країнах це питання постало порівняно недавно та отримало назву «Structural health monitoring», дослідження активізувалися, але чітких нормованих критеріїв кількісної оцінки стану конструкцій за даними випробувань, моніторингу конструкцій або моделювання руйнування досі не отримано. З відповідних профільних видань, наприклад, «Structural durability and health monitoring» чітко видно, що дослідження поки що носять локальний характер і спрямовані на пошук підходів до вирішення цієї проблеми [4, 5]. Причиною цього є саме той факт, що з поля зору дослідників випала проста річ – питаннями оцінки стану матеріалу за даними АЕ, проведенням досліджень і їх інтерпретацією повинні займатися фахівці

в галузі міцності матеріалів у тісному контакті з акустиками, програмістами та приладобудівниками, у той час як світова практика йшла в іншому напрямку – відокремленість розробки апаратних засобів від потреб оцінки стану конструкцій. Тому основним досягненням, притаманним усім існуючим АЕ системам, є визначення координат джерел АЕ без чітких критеріїв подальшого аналізу даних, отриманих з відповідного джерела.

Фахівці з акустики та електроніки будували та продовжують будувати АЕ прилади, не маючи інформації, які саме дані потрібні для оцінки стану матеріалу. Фахівці у галузі міцності отримують вже готові прилади з певними параметрами та мають емпіричним шляхом визначати, як цими приладами користуватися для досягнення необхідного їм ефекту в оцінці стану матеріалів.

На відміну від цієї не зовсім вдалої практики, в ІЕЗ при розробці АЕ обладнання, проведенні експериментів, аналітичних дослідженнях та математичному моделюванні складних процесів, що відбуваються у матеріалах, поруч працювали фахівці у галузях міцності матеріалів, акустики, програмування та електроніки. У цьому ж сенсі можна позитивно відзначити роботу дослідників з Львівського Фізико-механічного інституту ім. Г.В. Карпенка НАН України [6].

Саме завдяки тісній взаємодії фахівців різних напрямків вже у 2001 р. вдалося запустити на АТ «Одеський припортовий завод» у штатну експлуатацію першу в Україні систему безперервного моніторингу аміакосховища діаметром 52 м та висотою 21 м, яка не тільки відстежує поточний стан обичайки, попереджаючи про можливу небезпеку, але й прогнозує руйнівне навантаження. Складне та оригінальне програмне забезпечення моніторингових систем (зараз вже декілька таких систем встановлено на різних підприємствах України, зокрема на Київських ТЕЦ) було б неможливо створити без попереднього проведення аналітичних досліджень і математичного моделювання. При цьому результати таких досліджень і моделювання перевірялися на основі накопичених за багато років експериментальних даних – отриманих як під час випробувань зразків, так і при безперервному моніторингу промислових об'єктів.

Знання, що отримувалися, починаючи з моменту створення першої діючої АЕ апаратури, призвели до поступового складання плану аналітичних досліджень та математичного моделювання, а далі до розширення можливостей обробки АЕ даних за рахунок розвитку програмного забезпечення.

Представимо вибірково перелік деяких ключових моментів щодо кожного з перерахованих пунктів досліджень, оскільки все, що було зроблене у даному напрямку, надати в рамках однієї статті неможливо.

**Аналітичні дослідження хвильових і температурних полів.** Розроблений аналітичний апарат вирішення складних диференціальних рівнянь, доповнений чисельним програмуванням, дозволив описати складні хвильові процеси у матеріалах, а потім підтвердити експериментально наступне:

1. Акустичні хвилі, які генерують дефекти, що виникають у матеріалі під час розвитку пошкоджень, мають широкий спектр, певна частина якого може розповсюджуватися на вельми великі відстані, а швидкість руху може суттєво відрізнятись від загальноприйнятих. Експеримент, проведений на трубі аміакопроводу, показав можливість реєстрації джерел АЕ на відстані, більшій за 720 м. Аналогічні експерименти на трубах, якими транспортуються інші рідини (вода, нафта) також показують можливість фіксувати сигнали АЕ на відстані до 1 км.

2. Пошкодження у матеріалі призводять до зміни його акустичних властивостей, а саме до зниження амплітуд і збільшення часу наростання сигналів АЕ. Цей експеримент був підтверджений скануванням за допомогою АЕ датчиків-випромінювачів зразків металевих і композитних матеріалів загальною кількістю більше за 300. Аналогічний результат дає математична модель пошкоженості (див. нижче).

3. Розрахунки показали, що при високих температурах дефекти у багатьох металах випромінюють АЕ під час їх розвитку. Експеримент підтвердив наявність АЕ під час деформування та руйнування зразків (зокрема сталі 15Х2МФА та 15Х1М1Ф, що використовуються у тепловій та атомній енергетиці) при високих температурах.

4. Підтверджено, що широкосмугові датчики типу АЕД-01 дозволяють отримувати найбільш інформативну складову акустичного сигналу. Багаторічні випробування зразків, конструкцій і безперервний моніторинг окремих з них підтвердили високу чутливість датчиків, яку у деяких випадках доводиться примусово обмежувати за рахунок апаратних та програмних фільтрів, оскільки інакше доводиться обробляти завеликий потік інформації.

5. Показано, що групування сигналів АЕ у часі є більш інформативним для оцінки пошкоженості матеріалу, ніж форма та інші характеристики окремого сигналу. Експериментально це було підтверджено на базі випробувань близько сотні зразків. Як приклад, для сталі 20 випробування зразків, вирізаних із сусідніх ділянок пошкодженого матеріалу, дає принципово різну картину розподілу АЕ подій у часі. При цьому переріз зразків після розриву виглядає також неоднаково.

6. Залежність амплітуди сигналу АЕ від об'єму порожнини, що динамічно виникає в матеріалі, розраховану аналітично, у подальшому заклали до моделі накопичення пошкоджень.

Перераховані пункти щодо аналітичних досліджень дозволяють краще розуміти виникнення АЕ у деформованому матеріалі, але містять лише

підґрунтя для оцінки стану матеріалу конструкцій за даними АЕ. Так, спроба створити еталони для розпізнавання стану матеріалу, базуючись лише на статистичному наборі випробуваних зразків, дала не повністю задовільні результати, оскільки стало зрозумілим, що картина АЕ у матеріалі відображає з високою точністю розвиток полів пошкоджень, а у зразках (див. п. 5 вище) спостерігається суттєвий розбіг таких полів і відповідна йому картина розподілу подій АЕ у часі.

Для уніфікації еталонів пошкоженості було потрібно розробити модель виникнення АЕ у матеріалі, пов'язавши її з виникненням пошкоджень, а потім реалізувати розпізнавання поточного стану матеріалу.

**Математичне моделювання процесів у деформованому матеріалі, виникнення та розвитку пошкоджень і відповідної цьому АЕ.** Суттєву роль у розумінні складних процесів, що відбуваються в матеріалах під час накопичення пошкоджень і розвитку руйнування, зіграла співпраця з фахівцями Інституту проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України. Роботи, що проводилися під керівництвом академіка А.О. Лебедєва і проф. М.Г. Чаусова (нині зав. кафедрою опору матеріалів у Національному аграрному університеті НАН України), стосувалися побудови повних діаграм деформування в умовах жорсткого навантаження і прецесійного дослідження процесів, що відбуваються у деформованому матеріалі на мікро- та макрорівнях. Поєднання проведення цих досліджень із застосуванням методу АЕ дозволило наочно виявити механізми виникнення АЕ при деформуванні та побудувати принципово нову модель накопичення пошкоджень, яка зокрема дозволяє за даними АЕ визначити поточну пошкоженість матеріалів.

Поштовхом для створення моделі стало комплексне дослідження матеріалів газопроводів України з різним строком експлуатаційного напруження. Визначення пошкоженості у залежності від строку напруження було виконане п'ятьма незалежними експериментальними методами: АЕ, скануванням імітатором АЕ сигналів, розсіянням мікротвердості, визначенням ударної в'язкості, зважуванням малих проб у рідині. Усі перераховані методи показали майже тотожні результати, що вкладаються у незначну похибку. Було доведено експериментально, що пошкоженість призводить до зростання внутрішнього об'єму порожнин у матеріалі. При цьому можна зафіксувати навіть зміну щільності матеріалу.

Таким чином, модель, що створювалася, мала пов'язати навантаження, виникнення, зростання та злиття порожнин у матеріалі, зміну при цьому акустичних властивостей матеріалу і виникнення сигналів акустичної емісії при кожному динамічному акті зміни внутрішнього стану матеріалу. Для зворотної перевірки у модель заклали також



емпірично отримане рівняння пошкодженості, яке дозволяло порівняти об'єм заданих моделлю пор з розрахунковим. Додатково модель перевіряли, закладаючи у неї не тільки структурний підхід (перекриття певної площини порою призводить до пропорційної зміни акустичних характеристик), а й дифракційний (для кожного такого перекриття розраховували дифракцію Фраунгофера, попередньо довівши, що саме вона має місце під час проходження акустичних хвиль крізь матеріал в умовах, які задавалися моделлю).

Особливістю моделі є відмова від використання традиційного методу скінченних елементів із заміною його об'єктно-орієнтованим моделюванням «розумних пор», тобто вся логіка зростання і взаємодії пор закладена в них усередині. Такий підхід дозволив вилучити вирішення складних рівнянь, що описують взаємодію елементів матеріалу на границях між ними, і сконцентруватися на умовах виникнення та поєднання пор при певних умовах. Це дозволило прискорити проведення віртуальних експериментів із накопичення пошкодженості у матеріалі та виникнення при цьому хвиль АЕ у багато разів, за рахунок чого кількість таких експериментів суттєво збільшилася, а це в свою чергу призвело до вдосконалення моделі.

Відзначимо, що подібний спосіб побудови моделі накопичення пошкоджень у інших авторів не знайдено.

Після створення та перевірки моделі на її базі отримали найбільш типові еталони пошкодженості та вже їх заклали в алгоритми розпізнавання стану матеріалу. Такі еталони, на відміну від отриманих на зразках, не прив'язані до конкретного матеріалу і досить складної форми зразка та добре показали себе під час розпізнавання поточного стану і прогнозування руйнування матеріалів.

**Статистична обробка і розпізнавання образів, побудова алгоритмів прогнозу руйнування і залишкового ресурсу.** Під час АЕ випробувань параметри, що реєструються, змінюються з величезною швидкістю. Роздільна здатність кожного АЕ каналу може складати, наприклад, 125 нс. Отримати при цьому повний, безперервно записаний сигнал АЕ, інакше кажучи, осцилограму, за 15 хвилин випробувань зразка важко навіть при одноканальному запису на найсучаснішій комп'ютерній техніці, оскільки по мірі накопичення даних швидкість їх обробки стрімко падає. Багатоканальний запис осцилограм призводить до гальмування роботи комп'ютера ще швидше. У той же час форма сигналу на вході АЕ обладнання залежить від такої кількості чинників, що не може бути без додаткової, надзвичайно складної обробки ототожнена з формою початкового сигналу, що випромінював дефект.

Тому на даному етапі розвитку електроніки і комп'ютерної техніки значно простіше брати в обробку не всю осцилограму, а певні її характеристики – час надходження, тривалість, максимум амплітуди,

час наростання до максимуму амплітуди, кількість коливань (осциляцій) у сигналі. Навіть ці скорочені дані потребують швидкісної обробки. Слід сказати, що паралельно даним АЕ сучасні системи мають реєструвати технологічну, як правило, низькочастотну (НЧ) інформацію, бажано не один, а декілька параметрів, що характеризують процес навантаження зразка або експлуатації конструкції.

З перерахованих даних складається вектор, що постійно змінюється у часі та може бути охарактеризований як «Вектор Стану Матеріалу» (ВСМ). Статистична обробка інформації, що надходить під час АЕ випробувань, має формувати ВСМ таким чином, щоби можна було порівнювати його з еталонним, отриманим за допомогою попередніх досліджень зразків, або побудованим математичною моделлю.

Після визначення класифікаційних параметрів, що мають входити до ВСМ, у дію вступає класична схема розпізнавання образів. Вона працює значно швидше, ніж, наприклад, нейронні мережі, та придатніша для роботи з динамічною, різко змінюваною у часі інформацією. Методику розпізнавання образів давно розроблено, але основною проблемою при її використанні є саме підбір найважливіших класифікаційних ознак.

Під час розпізнавання ВСМ, що є саме набором класифікаційних ознак, опрацьовується шляхом знаходження найбільш відповідного еталону. Якщо при цьому виникає розбіжність, у дію вступає корекція, яку ще називають самонавчанням, що дозволяє динамічно, у реальному часі зблизити дані ВСМ і відповідного еталону. Оскільки еталони містять дані щодо відсотка поточного для еталону навантаження відносно руйнівного, приймається гіпотеза, що і для реальних даних АЕ та НЧ на поточний момент розпізнавання такий відсоток співпадає. Це і є прогнозом руйнівного навантаження у дії. Далі залишається задати, який відсоток від руйнівного навантаження являє певний рівень небезпеки, що у результаті дає класифікацію ступеня небезпеки під час АЕ випробувань зразків або конструкцій.

Реалізований у системах АЕ діагностики типу ЕМА прогноз руйнівного навантаження перевірено на сотнях зразків плоского та круглого перерізу, зі зварними швами та без них, які руйнували у принципово різних умовах навантаження і температур. Також зруйновано декілька трубно-оболонкових конструкцій під час планових випробувань, що передбачали руйнування.

Алгоритми прогнозу та попередження про небезпеку реалізовані у програмному забезпеченні (ПЗ) для систем АЕ діагностики типу ЕМА. Результати їх роботи дають підґрунтя для оцінки залишкового ресурсу. Оцінку цього параметру може бути виконано лише за результатами моніторингу конструкцій протягом певного часу. Найгіршим з точки зору точності є набір даних для двох точок у часі, наприклад, для матеріалу у стані постав-

ки та для нього ж після певного часу експлуатації. Екстраполяція за двома точками дає приблизний та занижений результат, тому на практиці використовують паралельно два різних підходи, вибираючи з розрахованого ресурсу найменший.

Перший підхід базується на описаних вище експериментах з оцінки пошкодженості досить широкого набору металевих матеріалів п'ятьма різними методами. Отримані дані дозволили будувати номограми для визначення залишкового ресурсу на основі визначеної будь-яким методом пошкодженості.

Другий підхід оснований на відстежуванні прогнозу руйнівного навантаження під час експлуатації промислових об'єктів, обладнаних системами моніторингу типу ЕМА. Прогноз руйнівного навантаження коливається в часі, у залежності від поточних умов експлуатації конструкції. Екстраполяція прогнозованої кривої у бік майбутнього дає можливість побудувати криву залишкового ресурсу на основі лінії тренду прогнозованих даних.

Далі залишається вибрати найгірше з отриманих значень прогнозованого ресурсу та прийняти за основне. Важливо відзначити, що перевірка розрахунку ресурсу може бути лише приблизною, оскільки реальний ресурс вичерпується після руйнування конструкції, а основною метою діагностики є протилежна мета – не допустити руйнування.

**Чисельне вирішення аналітичних задач, програмування внутрішнього і зовнішнього інтерфейсів систем АЕ контролю із необхідними характеристиками.** Вихідним продуктом аналітичних досліджень у галузі АЕ мають бути вельми складні рішення диференціальних рівнянь. Як правило, на пряму ці рівняння вирішити надзвичайно важко або взагалі неможливо із застосуванням сучасного математичного апарату. Тут на допомогу стає використання, по-перше, інженерного підходу до вирішення таких задач, по-друге, чисельне вирішення на комп'ютері отриманих кінцевих інтегральних рівнянь. Інженерний підхід дозволяє спростити процес вирішення аналітичних задач, додавши до нього певні обмеження, що диктуються здоровим глуздом і вже отриманими результатами фізичних експериментів. Це дозволяє у багатьох випадках замінити змінні величини константами, накласти додаткові граничні та початкові умови, які суттєво спрощують процес рішення. Незважаючи на це, кінцеве рішення частіше за все виконується чисельним шляхом, оскільки точне аналітичне рішення подвійних або потрійних інтегралів можна отримати далеко не завжди. Тут програмування починає грати ве-

личесну роль, оскільки, по-перше, автоматизує розрахунок і дозволяє отримати рішення у широкому діапазоні вхідних даних; по-друге, дає можливість легко знайти та виправити помилки, які можна випадково допустити у складних розрахунках; по-третє, дозволяє візуально представити результати розрахунків у вигляді таблиць, графіків необхідного формату, у тому числі в динаміці. Більшість задач було вирішено саме таким чином.

Паралельно з вирішенням аналітичних задач виконувалося та продовжує виконуватися створення і модернізація ПЗ для комп'ютеризованих систем АЕ діагностики. Переламним моментом у розвитку ПЗ стало створення у кінці 90-х років 20 ст. програм для систем ЕМА третього покоління. Вони отримали відразу декілька принципово нових, порівняно з попередніми, можливостей, які змінили як взаємодію з АЕ обладнанням, так і обробку даних АЕ вимірювань:

1. Перехід на 32-х-розрядні багатозадачні операційні системи Windows дозволив виконувати у рамках однієї програми одночасне виконання завдань з отримання даних, налаштування параметрів вимірів, обробку та виведення на екран результатів у реальному часі.

2. Уперше запропоноване для систем типу ЕМА використання мережевих протоколів TCP/IP і UDP дозволило інтегрувати постійно діючі АЕ системи у внутрішню мережу підприємств, організувати взаємодію між ними, віддалений доступ і керування через мережу Інтернет, захистити життя та здоров'я оператора за рахунок його віддалення від об'єкту контролю. Зараз такий спосіб роботи поступово стає стандартним у світовій практиці.

3. Забезпечено можливість роботи програм типу ЕМА з АЕ приладами різних моделей і виробників (ЕМА-2, 3, 4, Галс-1), незважаючи на відмінності протоколу обміну і структур даних, що опрацьовуються, за рахунок внутрішньої модульної структури і використання поліморфних класів. Можливе достатньо просте розширення переліку АЕ приладів, з якими програма зможе працювати.

4. Прийняте свого часу рішення щодо постійної модернізації ПЗ ЕМА показало свою ефективність, оскільки дозволяє, по-перше, реалізовувати найновіші ідеї і досягнення у даній галузі, по-друге, швидко відгукуватися на вимоги промислових підприємств, що експлуатують дані системи. Зокрема на замову були створені сервісні програми, що забезпечують надійну роботу систем типу ЕМА на виробництві та взаємодію кількох систем у рамках однієї мережі, накопичують статистику попереджень і небезпечних ділянок об'єктів моніторингу.

5. Спеціальні програми забезпечують інтеграцію з Microsoft Office, дозволяючи автоматично отримувати відформатовані та готові для друку звіти, протоколи, таблиці та графіки, а також, за необхідності, додавати користувачеві власні алгоритми обробки отриманих даних.

6. Створено програми, що обробляють статистику попереджень і прогнозу руйнування за вибраний час – від кількох годин до кількох років, із побудуванням таблиць і графіків, які полегшують аналіз небезпечних моментів і небезпечних ділянок під час експлуатації об'єктів безперервного моніторингу.

7. Розроблено систему надання на основі статистики моніторингу так званої «Нормованої інтелектуальної поради», яка реалізована у спеціальному ПЗ (поки що працює лише на АТ «Одеський припортовий завод») і надає операторам рекомендації у разі виникнення небезпечних ситуацій відповідно до нормативної документації.

Таким чином, ідею Б.Є. Патона щодо перспектив інтелектуальних конструкцій можна вважати у значній мірі втіленою у практику.

Незважаючи на це, слід вказати, що багато питань АЕ діагностики потребують подальших математичних і експериментальних досліджень, зокрема відновлення початкової форми та параметрів сигналу від джерела АЕ на основі даних, отриманих апаратурою, детальний аналіз розподілу АЕ параметрів і його вдосконалення, оцінка стану конструкцій за даними АЕ з конструкцій з обмеженим доступом, програмне керування процесом виробництва на основі даних діагностування та багато інших.

Відповідно до сказаного вище, слід звернути увагу на ширше та глибше використання аналітичних методів при вирішенні задач оцінки зміни стану матеріалів конструкцій у процесі їх експлуатації. При цьому основний акцент необхідно зробити на комплексному використанні фундаментальних та інженерних досліджень, оскільки основу сучасної АЕ діагностики становлять прив'язані до її конкретних завдань математичні дослідження у галузі міцності матеріалів, на базі результатів яких вирішують питання у галузях акустики, програмування та приладобудування.

## Висновки

1. Технічне діагностування конструкцій методом АЕ має спиратися на результати фундаментальних досліджень, які включають аналітичні розрахунки, математичне моделювання, статис-

тичну обробку даних і розпізнавання образів. Кожна з цих складових повинна мати експериментальне підтвердження.

2. Результатом діагностування мають бути кількісні показники стану конструкції, що діагностується, отримані із заданою точністю та ймовірністю.

3. Вимірювальна АЕ апаратура, навіть найвищої якості, сама по собі не забезпечує технічного діагностування об'єктів контролю. Вона дозволяє лише отримати дані випробувань або моніторингу конструкцій, тобто забезпечує їх початковий неруйнівний або руйнівний контроль.

4. Завдання оцінки стану конструкцій, тобто їх діагностики, вирішують інтелектуальні технології, закладені у програмне забезпечення, що обробляє інформацію з АЕ приладів.

5. Для успішного вирішення завдань АЕ діагностики питаннями оцінки стану матеріалу, проведенням досліджень та їх інтерпретацією повинні займатися фахівці в галузі міцності матеріалів у тісному контакті з акустиками, програмістами та приладобудівниками.

6. Сучасні досягнення АЕ діагностики забезпечують у перспективі можливість програмного керування безпекою процесу виробництва на основі даних моніторингу задіяних у цьому процесі конструкцій.

7. Запропоновані складові досліджень у галузі АЕ діагностики можуть бути достатньо ефективно використані при розробці інших існуючих методів діагностування стану матеріалів конструкцій.

## Список літератури

1. Патон Б.Е., Лобанов Л.М. Недосека А.Я. и др. (2012) *Акустическая эмиссия и ресурс конструкций: Теория, методы, технологии, средства, применение*. Киев, Индпром.
2. Недосека А.Я., Недосека С.А. (2020) *Основы расчета и диагностики сварных конструкций: Учебное пособие*. 5-е изд., перераб. и доп. Патон Б.Е. (ред.). Киев, Индпром.
3. ДСТУ 9118:2022. *Технічна діагностика. Діагностування технічного стану матеріалів конструкцій. Загальні вимоги*.
4. Amirabbas Haidarpour, Kong Fah Tee (2020) Finite Element Model Updating for Structural Health Monitoring. *Structural Durability & Health Monitoring*, 14, 1, 1–17. DOI: <https://doi.org/10.32604/sdhm.2020.08792>
5. Junyu Chen, Yunwen Feng, Cheng Lu, Chengwei Fei (2021) Fusion Fault Diagnosis Approach to Rolling Bearing with Vibrational and Acoustic Emission Signals. *CMES-Computer Modeling in Engineering & Sciences*, 129, 2, 1013–1027. DOI: <https://doi.org/10.32604/cmescs.2021.016980>
6. Назарчук З.Т., Скальський В.Р. (2009) *Акустико-емісійне діагностування елементів конструкцій. Науково-технічний посібник. У 3-х томах*. Київ, Наукова думка.

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.  
Л.М. Лобанов, А.Я. Недосека, С.А. Недосека,  
М.А. Яременко, М.А. Овсієнко



## ПІДГОТОВКА ФАХІВЦІВ З КОНТАКТНОГО ЗВАРЮВАННЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК

У 2019 р. було сформовано Центр з будівництва та ремонту колії (ЦБРК), який є філією АТ «Укрзалізниця». Згідно повідомлення медіа-центру «Магістраль» до складу ЦБРК увійшли в якості структурних підрозділів шість рейкозварювальних поїздів: Дублінський, Київський, Первомайський, Лиманський, Кременчуцький, Верхівцевський. Технічний парк цих поїздів складається з 16 стаціонарних машин К1000, 12 одиниць КСМ-005, 4 одиниць КСМ-007, 15 одиниць ПРСМ зі зварювальними головками К355, К900, К922. Всі ці машини були у різні часи спроектовані в ІЕЗ ім. Є.О. Патона. Крім того, ІЕЗ є розробником технології зварювання залізничних рейок. В Інституті під керівництвом академіка С.І. Кучука-Яценка були розроблені технології зварювання безперервним і пульсуючим оплавленням, які до сьогодення є найбільш затребуваними для зварювання рейок у головну лінію не тільки в Україні, а й у всьому світі і захищені патентами різних країн. На перелічених вище машинах встановлена система керування, яка базується на приведених технологіях. Експлуатація цих машин потребує високої кваліфікації зварників.



Теоретичні заняття в МУАЦ ім. Є.О. Патона



Під час практичних занять в ІЕЗ ім. Є.О. Патона на діючому обладнанні

Прогрес у розвитку транспортної інфраструктури починається з інвестицій у навички та ноу-хау. А якість зварювання багато в чому визначається рівнем професійної підготовки персоналу. Тому ІЕЗ ім. Є.О. Патона спільно з Міжгалузовим учбово-атестаційним центром ІЕЗ ім. Є.О. Патона розробили і впровадили в життя Програму професійного навчання та атестації відповідно до вимог ДСТУ EN ISO 14732:2014 «Персонал зварювального виробництва. Атестаційне випробування операторів автоматичного зварювання плавленням та наладчиків контактного зварювання металевих матеріалів» і СОУ 35.2-00017584-030-1:2009 для зварників контактного стикового зварювання залізничних рейок. Програма складається з двох частин підготовки: теоретичної і практичної. Теоретична частина включає основи технології контактного зварювання рейок, надає уяву про особливості хімічного складу рейок, його впливу на якість зварювання і механічні властивості рейок в умовах сучасного виробництва, розглядає і класифікує дефекти з'єднань, які виконані контактним стиковим зварюванням, знайомить з розвитком устаткування і його складовими частинами, ознайомлює з комп'ютерною системою контролю параметрів. Особлива увага приділяється охороні праці при роботі на рейкозварювальних машинах. В умовах воєнного часу теоретична частина проводиться дистанційно. Практична частина вимагає особистої присутності учнів, оскільки проходить на рейкозварювальному устаткуванні. Практична частина складається із занять по налаштуванню гідравлічної і електричної систем машини, знайомства з системою керування процесом і машиною, значна увага приділяється організації робіт безпосередньо на рейкозварювальному поїзді. За цією Програмою при фінансуванні ЦБРК зварники, які працюють на рейкозварювальних поїздах, проходять навчання і по закінченні якого складається кваліфікаційний екзамen. По підсумковим результатам слухачі отримують свідоцтво Державного підприємства «Міжгалузовий учбово-атестаційний центр ІЕЗ ім. Є.О. Патона Національної академії наук України» про присвоєння кваліфікації зварника на машинах контактного (пресового) зварювання з спеціалізацією контактне зварювання рейок і міжнародний сертифікат зварника контактного стикового зварювання залізничних рейок згідно ДСТУ EN ISO 14732:2014.

Спілкування під час підготовки фахівців є взаємкорисним як для технологів контактного-стикового зварювання ІЕЗ, так і для проектувальників нових машин, оскільки дозволяє проаналізувати досвід тих, хто безпосередньо експлуатує ці машини.

Провідний конструктор ІЕЗ  
Діна Малишева

## Календар липня\*

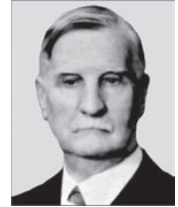
### 1 липня 1938

Народився В.М. Ілюшенко – відомий вчений у галузі металургії зварювання та наплавлення міді та сплавів на її основі, розробки технологічних процесів і устаткування для автоматизованого дугового зварювання, механізації зварювальних процесів. Представник Патонівської школи.



### 2 липня 1929

Американський винахідник та бізнесмен Едвард Бадд (1870–1946) отримав патент на технологію зварювання в автомобілебудуванні. Едвард Бадд був піонером масового виробництва цільнометалевих автомобільних кузовів, заснувавши власну фірму Edward Budd Manufacturing Company. Віддаючи перевагу рамним металевим конструкціям, він виходив не тільки з того, що вони міцніші за дерев'яні, але ще й технологічніші. Крім того, Едвард Бадд вперше застосував точкове зварювання в автомобілебудуванні.



### 3 липня 1960

На початку липня 1960 р. Т.М. Слуцька (1907-1987), представник Патонівської школи, вперше розробила самозахисні активовані електродні матеріали для дугового зварювання. Нею були розроблені основи легування дров'яних рідкоземельними та рідкісними металами, завдяки чому азот зв'язувався у тугоплавкі нітриди.



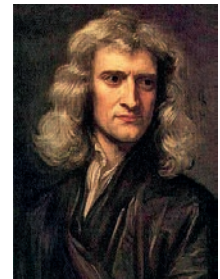
### 4 липня 1886

Перший регулярний потяг Канадської тихоокеанської залізниці з Монреаля прибув до Порт-Муді на узбережжі Тихого океану після шести днів подорожі. В наш час рейко-зварювальні машини українського виробництва на канадський ринок поставляла компанія 572490 (BC) Ltd.



### 5 липня 1687

Опубліковано першу фундаментальну працю І. Ньютона «Прінципа». Сер Ісаак Ньютон (1643-1727) — англійський науковець, який заклав основи сучасного природознавства, творець класичної фізики. Сформулював закони руху, відомі як закони Ньютона й закон всесвітнього тяжіння, розвинув теорію кольору на основі спостережень розщеплення білого світла в спектр в оптичній призмі, сформулював емпіричний закон теплообміну. Його роботи стали основою наукового світогляду впродовж трьох наступних століть і мали великий вплив не тільки на фізику, а й на філософію.



### 6 липня 1935

Розпочато будівництво німецького важкого крейсера «Адмірал Хіппер». Після Версальського договору Німеччина була обмежена у будівництві великотоннажних суден. Щоб офіційно відповідати обмеженням за вагою, у конструкції такого типу корабля було включено кілька радикальних інновацій. Конструктори стали першими використовувати для великих військових кораблів зварювання замість клепок. Через їхнє важке озброєння з восьми 203-мм гармат і маленьких розмірів англійці почали називати подібні судна «кишеньковими лінкорами». Корпус корабля був побудований із поперечних сталевих рам; більше 90 % конструкції з'єднували за допомогою зварювання, яке зменшило на 15 % загальну масу корпусу судна.



### 7 липня 1909

Народився Г.В. Раєвський – лауреат Ленінської та Державної премії СРСР, представник Патонівської школи. Вперше запропонував метод рулонування при виготовленні зварних резервуарів для зберігання нафти. Під його керівництвом проведено удосконалення конструкції і технології виготовлення цементних печей. Він запропонував новий спосіб виготовлення багатотисових посудин високого тиску, який знайшов широке впровадження в хімічній промисловості.



\* Матеріал підготовлено компанією ТОВ «СТІЛ ВОРК» (м. Кривий Ріг) за участю редакції журналу.



### 8 липня 1761

Народився В.В. Петров (1761-1834) – російський фізик-експериментатор, електротехнік-самоук, академік Петербурзької академії наук. Одним із видатних успіхів вченого стало відкриття у 1802 р. явища електричної дуги та доказ можливості її практичного застосування для цілей плавки, зварювання металів, відновлення їх із руд та для освітлення. Сконструював у 1802 р. велику гальванічну батарею, що складається з 2100 мідно-цинкових елементів з електрорушійною силою близько 1700 В.



### 9 липня 1856

Помер Амедео Авогадро (1776-1856) – італійський вчений-хімік, першовідкривач фундаментального фізико-хімічного закону, названого його ім'ям. Він дійшов наступного важливого висновку: «кількість молекул завжди одне й те саме в однакових обсягах будь-яких газів».



### 10 липня 1913

Народився М.І. Каховський – відомий вчений у галузі зварювання високолегованих нержавіючих сталей і сплавів, автор п'яти монографій і довідників, представник Патонівської школи.



### 11 липня 1979

З орбіти зійшла, завершивши свою роботу, американська орбітальна станція «Скайлеб». Протягом польоту було проведено експерименти з оцінки впливу невагомості на якість зварних з'єднань, виконаних електронно-променевим зварюванням. На станції «Скайлеб» було обладнано комплекс, який включав багатоцільові електричні печі та електронно-променеву установку. Були проведені експерименти з дослідження розплавленого металу, фотографування поведінки матеріалів у невагомості, вивченню зростання кристалів, обробці сплавів, що не змішуються, пайці нержавіючої сталі.



### 12 липня 1937

Народився М.Л. Жадкевич – лауреат Державної премії України, представник Патонівської школи. Вніс вагомий вклад у створенні промислових технологій електрошлакового лиття, електронно-променевого напilenня покриттів та зварювання виробів нової техніки.



### 13 липня 1929

Народився Ю.П. Буштетт – відомий фахівець у галузі зварювання, різання і обробки матеріалів вибухом. За його участю проведено перші успішні впровадження у промисловість України зварювання вибухом. Представник Патонівської школи.



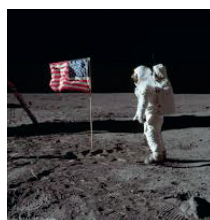
### 14 липня 1969

Відбувся спуск під воду підводного апарату, призначеного для дослідження середніх глибин Гольф-стріму (до 1000 м), мезоскафа «Бен Франклін», сконструйованим Жаком Пікаром. Особлива увага приділялася зварним швам. Перш ніж було дозволено використання апарату, було проведено численні перевірки та експертизи. Для зварювання використовувалися електроди, леговані марганцем та молібденом.



### 15 липня 2010

Влітку 2010 р. підготовлено до видання книгу «Патонівська школа». У ній представлена інформація про всесвітньо відому патонівську науково-інженерну школу в галузі зварювання та споріднених технологій, яка була створена видатним ученим академіком Є.О. Патonom та розвинена гідним продовжувачем його справи академіком Б.Є. Патonom. Висвітлено становлення та розвиток цієї школи, наведено відомості про її відомих представників.



### 16 липня 1969

В США запущено «Аполлон-11», перший космічний корабель, задачею якого було доставити людей на Місяць. Він стартував з космодрому на мисі Канаверал (Флорида) і, подолавши 384 тис. км за 76 год, 19 липня увійшов у навколомісячну орбіту. Сучасні зварювальні технології забезпечили якісне з'єднання деталей та частин корабля.



**17 липня 1964**

Постановою РМ УРСР від 12.06.1964 р. № 595 та постановою Президії АН УРСР від 17.07.1964 р. № 188 засновано премію ім. Є.О. Патона НАН України за видатні наукові роботи в галузі створення нових металевих матеріалів та методів їх обробки. Це один із небагатьох прикладів, коли премію названо на честь вченого-зварювальника.

**18 липня 1955**

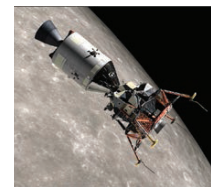
У Діснейленді була відкрита розважальна споруда: модель космічної ракети під назвою Moonliner. З 1955 по 1962 рр. Moonliner знаходилася в першій футуристичній експозиції. Вона також була прикладом нового підходу до сучасних рекламних носіїв. Для будівництва 27-метрової алюмінієвої ракети було застосовано зварювання в інертних газах. Цікавим є те, що з розвитком ракетобудування такі ж методи зварювання були використані під час виробництва реальних космічних ракет. Споруда ще до запуску першого супутника Землі викликала широкий резонанс у публіки.

**19 липня 1900**

Відбулося відкриття Паризького метрополітену. Відкриття було присвячено початку Всесвітньої виставки 1900 р. Він один із найстаріших метрополітенів у Європі (четвертий після лондонського, будапештського та метрополітену в Глазго). Неперевершені на той час можливості термітного зварювання були наочно продемонстровані під час прокладання шляхів Паризького метрополітену.

**20 липня 1966**

Командир екіпажу Ніл Армстронг та пілот Едвін Олдрін американського космічного корабля «Аполлон-11» посадили місячний модуль на Місяць. Заслуговує на увагу той факт, що двигуни ракети-носія «Сатурн-5» мали тисячі зварних швів, виконаних вручну. Розробники ракети предметом гордості вважали саме зварні шви, називаючи їх, без зменшення, «витвором мистецтва».

**21 липня 2007**

Хмарочос висотою 829,8 м «Бурдж-Халіфа» у процесі будівництва офіційно визнаний найвищою будівлею у світі. Урочиста церемонія відкриття відбулася 4 січня 2010 р. у найбільшому місті Об'єднаних Арабських Еміратів – Дубаї. Зварювальні технології були особливо потрібні під час будівництва, починаючи від фундаменту, закінчуючи найвищою точкою, де все кріпилося або болтами, або електродуговим зварюванням. Є одним із рекордів і демонструє, яких розмірів можуть досягати споруди, що створюються за допомогою зварювання. Шпіль «Бурдж-Халіфа» – це складна сталева конструкція з безліччю колон і зварних балок.

**22 липня 1937**

Народився М.М. Нероденко – відомий вчений у галузі розробки фундаментальних та прикладних основ технології виготовлення зварних конструкцій із сплавів на основі цирконію, ніобію та інших тугоплавких металів. Представник Патонівської школи.

**23 липня 1995**

Помер Н.Н. Лангер (1910-1994) – вчений хімік-аналітик, представник Патонівської школи. Він зробив значний внесок у розвиток методів захисту від корозії зварних з'єднань. Їм запропоновано оригінальні електрохімічні методи дослідження корозійної стійкості зварних сполук. Вони дозволяють прогнозувати стійкість з'єднань під час роботи у середовищах з високою корозійною активністю. Він дослідив умови виникнення особливо загрозливої корозії зварних з'єднань – так званої ножової корозії, а також визначено шляхи її усунення.

**24 липня 1967**

Відбулося відкриття Арки в Сент-Луїсі, також відомої під назвою «Ворота на захід» – меморіалу, що є частиною Джефферсонівського національного експансіального меморіалу, а також візитівкою Сент-Луїса. Її висота 192 м у найвищій точці, ширина її основи також 192 м. Арка є найвищою пам'яткою на території США. Будівельники разом з компанією «Lincoln Electric» успішно виготовили та поєднали 142 частини однієї з найскладніших будівельних споруд в історії США. При спорудженні використовувалося ручне дугове зварювання, напівавтоматичне зварювання серед захисних газів, і навіть зварювання під флюсом.





### 25 липня 1984

У відкритому космосі за бортом орбітальної станції «Салют-7» було проведено експерименти з електронно-променевого зварювання за допомогою зварювального апарату УРІ (універсальний ручний інструмент), розробленого в ІЕЗ ім. Є.О. Патона. Цей апарат дозволяв здійснювати зварювання, різання, паяння металу, нанесення покриттів. Космонавти В. Джанібеков та С. Савицька вийшли у відкритий космос для виконання зварювальних технологічних робіт. Протягом трьох із половиною годин космонавти провели весь комплекс запланованих експериментів.



### 26 липня 1845

У перший рейс через Атлантику вирушив пароплав «Великобританія» із суцільнометалевим корпусом. Судно відрізнялося величезними розмірами: його довжина становила майже 100 м. На «Великобританії» вперше замість гребних коліс використали гребний гвинт — це стало справжньою подією в суднобудуванні. При створенні величезного колінчастого валу для судна було використано новий удосконалений зварювальний молот, винайдений Жозефом Стенсером.



### 27 липня 1942

Американський винищувач Мустанг NA-73X прийняв перший повітряний бій. Необхідність прискореного виробництва військової техніки змушувало застосовувати зварювання ще ширше. Було підраховано, що при переході на зварювання в літаку масою 4 т, де зазвичай потрібно поставити до 100000 заклепок по 112,5 мг кожна, досягається економія по масі приблизно 10 %. При цьому покращуються аеродинаміка, герметичність та корозійна стійкість, а час виготовлення всієї конструкції скорочується на 60 %.



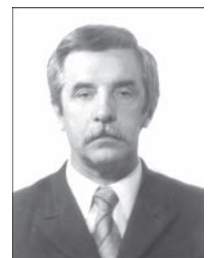
### 28 липня 1921

Народився Д.А. Дудко — академік, відомий вчений у галузі нових фізико-хімічних методів зварювання. Брав активну участь у впровадженні зварювання в ракетобудуванні, енергетики, електроніки та інших галузях промисловості. Представник Патонівської школи.



### 29 липня 1993

Видано свідоцтво про реєстрацію Товариства зварювальників України. Воно було створено у листопаді 1992 р. з ініціативи Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона (Київ). Організація об'єднує всіх науковців, викладачів, спеціалістів, майстрів та робітників у галузі зварювання та споріднених процесів в Україні. Головне завдання товариства — інформаційна, консультаційна, правова підтримка всіх працівників, зайнятих у зварювальному виробництві України.



### 30 липня 1923

Народився В.М. Балицький — відомий фахівець у галузі розробки принципово нового типу конструкцій — тонкостінних просторових ємностей трансформованого об'єму. Ці конструкції призначалися для аерокосмічної техніки. Одним із таких об'єктів був шлюзовий відсік для орбітальної космічної станції.



### 31 липня 1962

Помер Нільс Міллер (1899-1962), залишивши по собі велику фірму «Miller Electric». У 1920-х роках майже все дугове електрозварювання здійснювалося за допомогою громіздкого і дорогого трьохфазного генератора на постійному струмі. У 1929 р. Нільс Міллер зрозумів необхідність створення невеликого та недорогого зварювального апарату, що працює від електромережі. Компанія «Miller Electric» була створена у 1935 р. Наступного року Ел Мюлдер, головний інженер компанії, винайшов перший у світі промисловий височастотний зварювальний апарат на змінному струмі. Цей винахід значно покращив якість зварювальних робіт, уможливив застосування зварювання на змінному струмі в промисловості.