

# З А В Т О М А Т И Ч Н Е 12 С В А Р Ю В А Н Н Я 2020

Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

## ЗМІСТ

### НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

Махненко О.В., Костеневіч О.С. Вплив технологічних параметрів дугового наплавлення антикорозійного шару в корпусі реактора ВВЕР-1000 на розподіл залишкових напружень.....3

Скрябінський В.В., Нестеренков В.М., Страшко В.Р. Механічні властивості з'єднань алюмінієвого сплаву 1460, отриманих способом електронно-променевого зварювання з присадним матеріалом зі сплаву 1201 .....17

Завдовеев А.В., Позняков В.Д., Жданов С.Л., Rogante M., Baudin T. Вплив режимів імпульсно-дугового зварювання на зміну параметрів шва і ЗТВ зварних з'єднань та механічні властивості низьколегованих сталей .....29

### ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

Шелягін В.Д., Бернацький А.В., Сіора О.В., Курило В.А., Сучек О.М. Розробка дистанційно керованого обладнання та технології лазерного зварювання для ремонту і відновлення працездатності парогенераторів АЕС.....30

Сом О.І., Галагуз Б.О. Плазмово-порошкове наплавлення композиційних сплавів з роздільною подачею карбідів вольфраму та матричного сплаву .....37

Ниркова Л.І., Лабур Т.М., Осадчук С.О., Яворська М.Р. Корозійно-механічна тривкість зварних з'єднань алюмінієвого сплаву В1341, отриманих аргонодуговим зварюванням вільною та стиснутою дугою .....44

Бабінець А.А., Рябцев І.О., Лентюгов І.П. Модернізація оптичного мікроскопа та його використання для одержання цифрових зображень мікроструктури наплавленого металу .....52

### ХРОНІКА

XIX Міжнародний промисловий форум 2020 .....58

Дисертації на здобуття наукового ступеня.....61

### ІНФОРМАЦІЯ

Програми професійної підготовки МУАЦ на 2021 р. ....63

Нові книги .....29, 43, 66

## CONTENTS

### SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Makhnenko O.V., Kostenevich O.S. Impact of technological parameters of arc deposition of an anti-corrosion layer in the vessel of WWER-1000 reactor on residual stress distribution.....3

Skryabinskii V.V., Nesterenkov V.M., Strashko V.R. Mechanical properties of joints of 1460 aluminum alloy, produced by electron beam welding with filler material from 1201 alloy .....17

Zavdoveev A.V., Poznyakov V.D., Zhdanov S.L., Rogante M., Baudin T. Influence of pulsed-arc welding conditions on change of parameters of weld and haz of welded joints and mechanical properties of low-alloy steels .....29

### INDUSTRIAL

Shelyagin V.D., Bernatskyi A.V., Siora O.V., Kurilo V.A., Suchek O.M. Development of remotely-controlled equipment and technology for laser welding and restoration of performance of NPS steam generators .....30

Som A.I., Halahuz B.O. Plasma-powder surfacing of composite alloys with separate feed of tungsten carbides and matrix alloy .....37

Nyrkova L.I., Labur T.M., Osadchuk S.O., Yavorska M.R. Corrosion and mechanical durability of welded joints of aluminum alloy V1341, produced by argon-arc welding by free and constricted arc .....44

Babinets A.A., Riabtsev I.O., Lentyugov I.P. Modernization of optical microscope and its use to obtain digital images of microstructure of deposited metal .....52

### NEWS

XIX International Industrial Forum 2020 .....58

Thesis for a scientific degree.....61

### INFORMATION

Professional training programs of the Interdisciplinary Training and Certification Center for 2021 .....63

New books.....29, 43, 66



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



## Автоматичне зварювання Автоматическая сварка Automatic Welding

### РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ:  
**С.І. Кучук-Яценко** (головний редактор),  
**В.М. Ліподаєв** (штатний заст. гол. ред)  
**О.М. Берднікова, Ю.С. Борисов,**  
**В.В. Книш, В.М. Коржик, І.В. Кривцун,**  
**Ю.М. Ланкін, Л.М. Лобанов,**  
**С.Ю. Максимов, М.О. Пашин,**  
**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» (видавця)

### Адреса

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ  
03150, Україна, Київ-150,  
вул. Казимира Малевича, 11  
Тел.: (38044) 200 2302, 200 8277  
Факс: (38044) 200 8277  
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 2021

Передплатний індекс 70031.  
12 випусків на рік (видається щомісячно).  
Друкована версія: 2880 грн. за річний комплект  
з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.  
Електронна версія: 2880 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.  
Журнал «Автоматичне зварювання» перевидается  
англійською мовою під назвою  
«The Paton Welding Journal»:  
[www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj](http://www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj)  
За зміст рекламних матеріалів  
редакція журналу відповідальності не несе.

### EDITORIAL BOARD

Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU:  
**S.I. Kuchuk-Yatsenko** (Editor-in-Chief),  
**V.M. Lipodaev** (Staff Deputy Editor-in-Chief)  
**O.M. Berdnikova, Yu.S. Borisov,**  
**V.V. Knysh, V.M. Korzhyk, I.V. Krivtsun,**  
**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 Kasymyr Malevych Str.  
Tel.: (38044) 200 2302, 200 8277  
Fax: (38044) 200 8277  
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 2021

Subscription index 70031.  
12 issues per year (issued monthly), back issues available.  
\$216, subscriptions for the printed (hard copy) version,  
air postage and packaging included.  
\$144, 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.

«Avtomatychne Zvaryuvannya» (Automatic Welding)  
journal is republished in English under  
the title «The Paton Welding Journal»:  
[www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj](http://www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj)

The editorial board is not responsible  
for the content of the promotional material.

# ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ДУГОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ АНТИКОРОЗІЙНОГО ШАРУ В КОРПУСІ РЕАКТОРА ВВЕР-1000 НА РОЗПОДІЛ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ

О.В. Махненко, О.С. Костеневич

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)

Для обґрунтування подовження ресурсу безпечної експлуатації діючих корпусів реакторів ВВЕР-1000 необхідно враховувати залишкові напруження, які виникають під час виготовлення в результаті зварювального або наплавного нагріву, та їх перерозподілу після термообробки. Для циліндричної частини корпусів використовувалось автоматичне наплавлення під флюсом стрічковими електродами, а для поверхні патрубкової зони (внутрішня поверхня патрубків Ду850 та їх галтелі), а також інших важкодоступних місць корпусу – ручне дугове наплавлення покритими електродами. Процес та параметри режиму дугового антикорозійного наплавлення можуть значно впливати на мікроструктурний фазовий склад зони термічного впливу (ЗТВ) основного матеріалу, корпусної сталі 15Х2НМФА, а також на розподіл залишкових напружень. За допомогою математичного моделювання виконано прогнозування мікроструктурних фазових перетворень в ЗТВ при напавленні захисного антикорозійного шару на основі експериментальної зварювальної термодинамічної діаграми розпаду аустеніту корпусної сталі 15Х2НМФА, отримано розподіл залишкових напружень в корпусі реактора ВВЕР-1000 з урахуванням мікроструктурних перетворень при різних технологічних режимах дугового наплавлення. Порівняння результатів розподілу залишкових напружень після напавлення та термообробки при різних технологічних режимах показало наявність зони стискаючих напружень, які виникають в ЗТВ сталі 15Х2НМФА внаслідок мартенситно-бейнітного перетворення. Бібліогр. 24, табл. 6, рис. 15.

*Ключові слова:* корпус реактора, ВВЕР-1000, антикорозійне дугове наплавлення, термообробка, залишкові напруження, мікроструктурні фазові перетворення, математичне моделювання, термодинамічна діаграма, сталь 15Х2НМФА

В Україні більша частина атомних енергетичних реакторів відноситься до типу ВВЕР-1000, корпус якого виготовлено із товстостінних кованих обичайок із низьколегованої високоміцної сталі марки 15Х2НМФА, які з'єднуються між собою за допомогою зварювання кільцевими швами. Для захисту від корозії внутрішня поверхня корпусу напавлена антикорозійним шаром із аустенітного матеріалу.

В даний час важливою науково-технічною задачею є подовження ресурсу безпечної експлуатації діючих корпусів реакторів (КР), для обґрунтування якого необхідно враховувати залишкові напруження (ЗН), які виникають в результаті зварювального або наплавного нагріву, та їх перерозподіл після термообробки. Технологічні параметри дугового антикорозійного наплавлення можуть значно впливати на мікроструктурний фазовий склад зони термічного впливу (ЗТВ) основного матеріалу, корпусної сталі 15Х2НМФА, а також на розподіл залишкових напружень.

Відповідно до вимог нормативної документації [1] для виконання антикорозійних покриттів корпусу реактора слід застосовувати автоматичне дугове наплавлення зварювальною стрічкою під флюсом (основний рекомендований спосіб), або ручне дугове наплавлення покритими електродами. Махненко О.В. – <https://orcid.org/0000-0002-8583-0163>, Костеневич О.С. – <https://orcid.org/0000-0002-7427-2805>  
© О.В. Махненко, О.С. Костеневич, 2020

ми, або аргонодугове наплавлення. Згідно з документацією заводу-виробника [2] для циліндричної частини КР використовувалось автоматичне наплавлення під флюсом стрічковими електродами, а для поверхні патрубкової зони (внутрішня поверхня патрубків Ду850 та їх галтелі), а також інших важкодоступних місць корпусу – ручне дугове наплавлення покритими електродами.

Антикорозійне наплавлення КР виконувалось за два шари: перший шар із аустенітного матеріалу з підвищенням вмістом хрому і нікелю Св-07Х25Н13, другий шар також із аустенітного матеріалу Св-04Х20Н10Г2Б (Св-08Х19Н10Г2Б), забезпечуючи загальну товщину напавлення 9 мм [1, 2]. Ручне дугове наплавлення виконувалось покритими електродами ЗІО-8 (перший шар) та ЭА-898/21Б (другий шар).

Технологічні параметри для автоматичного дугового наплавлення під флюсом (ОФ-10) стрічковими електродами становили [1, 3–6]: сила струму  $I_{зв} = 600...750$  А, напруга  $U_d = 32...36$  В, ширина стрічкового електроду  $b = 40...60$  мм, температура попереднього та супутнього підігріву  $T_n = 100...250$  °С, швидкість напавлення  $v_n = 7...10$  м/год. Для ручного дугового наплавлення покритими електродами [1, 7, 8]: сила струму  $I_{зв} = 130...150$  А, напруга  $U_d = 26...30$  В, електроди



діаметром 4...5 мм, температура попереднього та супутнього підігріву  $T_{п} = 100...250\text{ }^{\circ}\text{C}$ , швидкість наплавлення  $v_{н} = 3\text{ м/год}$ .

Після виконання наплавлення внутрішньої поверхні КР проходив термічну обробку за режимом високого відпуску для релаксації залишкових напружень. Максимальна температура термообробки (ТО) могла складати  $610\text{ }^{\circ}\text{C}$  [2, 6],  $620\text{ }^{\circ}\text{C}$  [2, 5],  $650...670\text{ }^{\circ}\text{C}$  [1, 9], а тривалість витримки могла бути від 5 до 20 год.

Хімічний склад основного матеріалу КР сталі 15Х2НМФА (табл. 1) повинен відповідати вимогам ТУ 108-765-78 [10]. Теплофізичні і фізико-механічні властивості основного матеріалу і матеріалу наплавлення в залежності від температури приведені в [11, 12].

В роботі виконаний порівняльний аналіз результатів розрахункового визначення мікроструктурного фазового складу та механічних властивостей в ЗТВ основного матеріалу КР, а також розподілу залишкових напружень при різних тех-

нологічних режимах антикорозійного наплавлення і наступної термообробки. Для дослідження впливу технологічних параметрів дугового наплавлення на розподіл залишкових напружень використовувалась скінченно-елементна модель патрубкової зони КР ВВЕР-1000, до складу якої входять характерні ділянки наплавлення циліндричної частини КР і внутрішньої поверхні патрубків Ду850 (рис. 1).

При виконанні моделювання задавались наступні технологічні режими (табл. 2): для автоматичного дугового наплавлення під флюсом циліндричної обичайки патрубкової зони проводилась варіація ширини стрічкового електрода  $b$  та температури підігріву  $T_{п}$ , а також тривалості витримки при термообробці. Для внутрішньої поверхні патрубків Ду850, включаючи галтелі, моделювалось ручне дугове наплавлення покритими електродами при номінальному режимі.

Застосовувалося дві моделі джерела наплавного нагріву: стрічкове – для автоматичного

Таблиця 1. Хімічний склад сталі 15Х2НМФА, мас. % [10]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	S	P	V	As	Co
0,13...0,18	0,13...0,37	0,3...0,6	1,8...2,3	1,0...1,5	0,5...0,7	<0,3	<0,02	<0,02	0,10...0,12	<0,04	<0,03

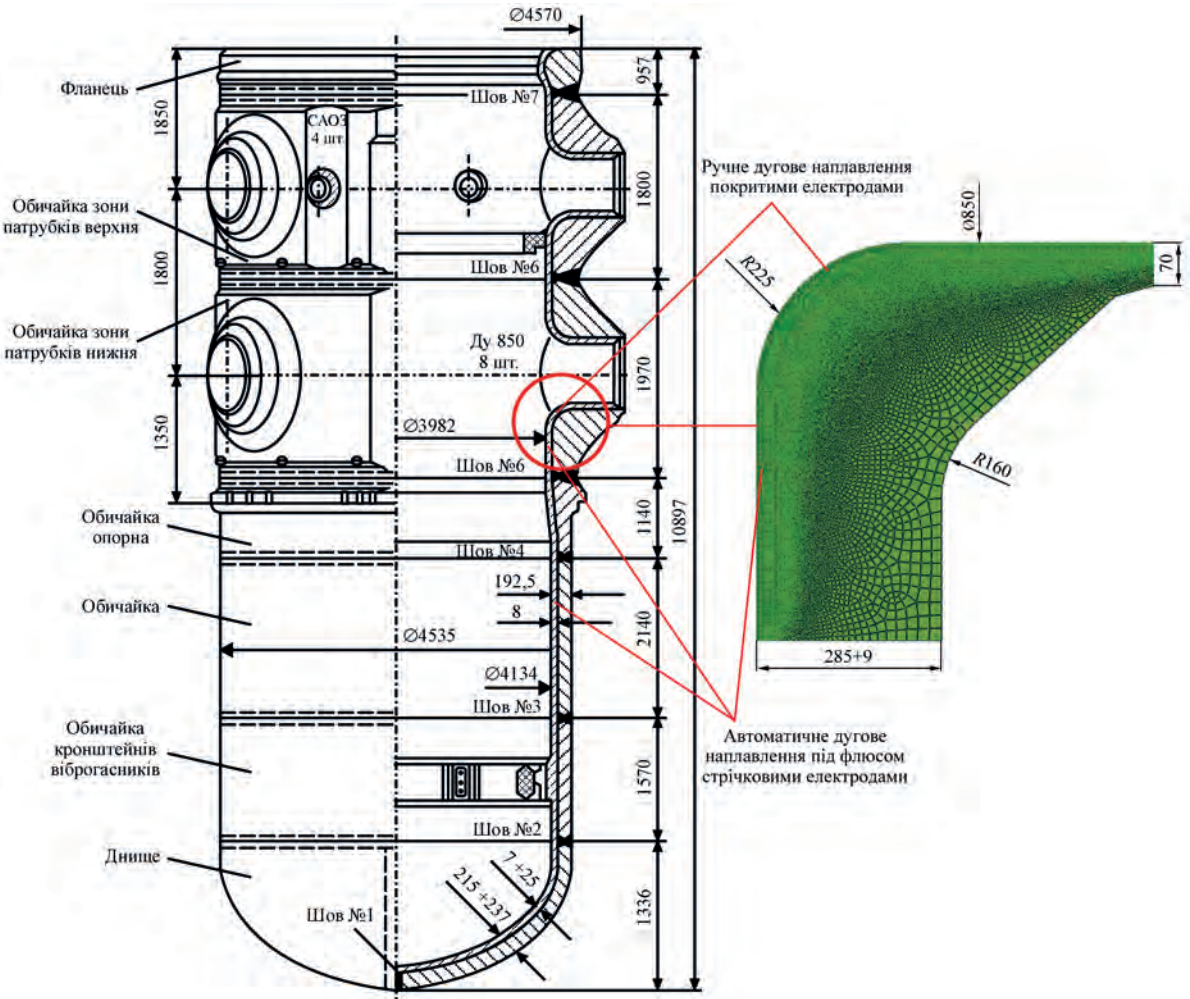


Рис. 1. Схема розташування зон ручного та автоматичного наплавлення антикорозійного шару на КР ВВЕР-1000 та скінченно-елементна модель патрубкової зони [1, 2]

Таблиця 2. Режими дугового наплавлення та термообробки, прийняті при розрахунках

Сила струму $I_{зв}, \text{ А}$	Напруга $U_d, \text{ В}$	Коефіцієнт ефектив- ності $\eta$	Ефективна погонна енергія, кДж/мм	Швидкість наплавлення $v_n, \text{ мм/с}$	Ширина ва- лика $b, \text{ мм}$	Температура підігріву $T_n, \text{ }^\circ\text{C}$	Час витримки при ТО, год ( $T = 650 \text{ }^\circ\text{C}$ )
Ручне дугове наплавлення покритими електродами							
150	30	0,75	4,066	0,83	15	250	20
150	30	0,75	4,066	0,83	15	250	10
150	30	0,75	4,066	0,83	15	250	5
Автоматичне дугове наплавлення під флюсом стрічковими електродами							
650	32	0,9	9,360	2,0	40	250	20
700	32	0,9	14,608	1,4	60	150	20
700	32	0,9	14,608	1,4	60	250	20
700	32	0,9	14,608	1,4	60	250	10
700	32	0,9	14,608	1,4	60	250	5

дугового наплавлення під флюсом циліндричної обичайки КР та точкове (або нормально-кругове), яке імітує ручне наплавлення покритими електродами для внутрішньої поверхні патрубків Ду850, а також галтелей. Задача нестационарної теплопровідності при дуговому напавленні була вирішена у двовимірній постановці з припущенням швидкорухомого джерела нагріву та осової симетрії при послідовному нанесенні наплавних проходів з покроковим простежуванням в часі від початку нагріву металу кожного наплавного проходу до охолодження до температури супутнього підігріву. Розподіл теплової потужності стрічкового джерела  $W_1$  та точкового джерела  $W_2$  у двовимірній постановці в циліндричній системі координат може бути представлений відповідними залежностями (1) і (2) [13]:

$$W_1(r,z,t) = \frac{2Q\sqrt{K_rK_z}}{\pi v_n t_n \left[ 1 + \sqrt{\frac{K_z}{\pi}} b \right]} \times \tag{1}$$

$$\times \exp \left[ -K_r(r-r_o)^2 - K_z(z-z_o)^2 \right]$$
$$W_2(r,z,t) = \frac{2Q\sqrt{K_rK_z}}{\pi v_n t_n} \times \tag{2}$$
$$\times \exp \left[ -K_r(r-r_o)^2 - K_z(z-z_o)^2 \right],$$

де  $r, z$  – координати (радіальна та осова) розглянутої точки КР;  $r_o, z_o$  – координати центру рухомого джерела нагріву;  $K_r, K_z$  – коефіцієнти зосередженості питомого теплового потоку;  $t_n$  – час нагріву;  $Q$  – ефективна потужність джерела нагріву ( $Q = \eta I_{зв} U_d$ );  $\eta$  – коефіцієнт ефективності

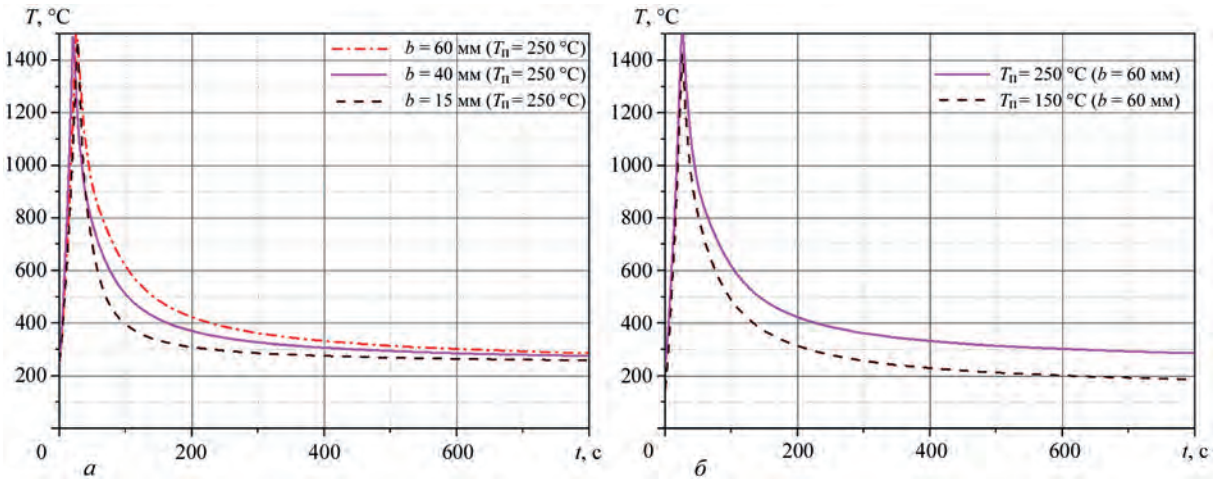


Рис. 2. Характерні термоцикли при варіації: а – ширини валика  $b$ ; б – температури підігріву  $T_n$

Таблиця 3. Результати розрахунку розміру ЗТВ і швидкостей охолодження для різних технологічних параметрів наплавлення

Ширина валика $b, \text{ мм}$	Температура підігріву $T_n, \text{ }^\circ\text{C}$	Глибина ЗП, мм	Глибина ЗТВ в основ- ному матеріалі, мм	Швидкість охолодження $w$ (800...500 $^\circ\text{C}$ ), $^\circ\text{C/с}$
15 (ручне наплавлення)	250	1	7	8...11
40	250	1	9	4...5
60	250	1	10	3...4
60	150	1	8	5...7



джерела нагріву;  $v_n$  – швидкість наплавлення;  $b$  – ширина стрічкового електрода.

Отримані розрахункові результати розподілів максимальних температур та характерні термічні цикли при напавленні дозволили оцінити розміри зони плавлення (ЗП) і ЗТВ, а також швидкість охолодження металу зони наплавлень корпусу реактора при різних технологічних режимах (рис. 2, табл. 3). Результати отримані для різної ширини валика  $b$ : при автоматичному дуговому напавленні стрічковими електродами – 40, 60 мм, при ручному дуговому напавленні покритими електродами – 15 мм, та при різних температурах попереднього підігріву  $T_n$  для автоматичного напавлення, що складають 150 та 250 °C.

З точки зору мікроструктурних перетворень важливим є розмір (глибина) ЗТВ в основному матеріалі. Оскільки після другого шару наплавлення ЗТВ зсувається на величину ширини першого шару, то фактично глибина ЗТВ в основному матеріалі визначається в результаті напавлення першого шару. По результатам (табл. 3, рис. 2) видно, що мінімальний розмір ЗТВ в основному матеріалі (глибина до 7 мм) і максимальна швидкість охолодження металу ЗТВ в діапазоні температур 800...500 °C (8...11 °C/c) отримані для ручного напавлення покритими електродами патрубку Ду850. Досить висока швидкість охолодження (5...7 °C/c) отримана для дугового напавлення стрічковим електродом шириною  $b = 60$  мм при температурі підігріву 150 °C. Найнижча швидкість охолодження (3...4 °C/c) і найбільша глибина ЗТВ в основному матеріалі (до 10 мм) отримана для режиму дугового напавлення стрічковим електродом при  $b = 60$  мм та температурі підігріву 250 °C (рис. 3).

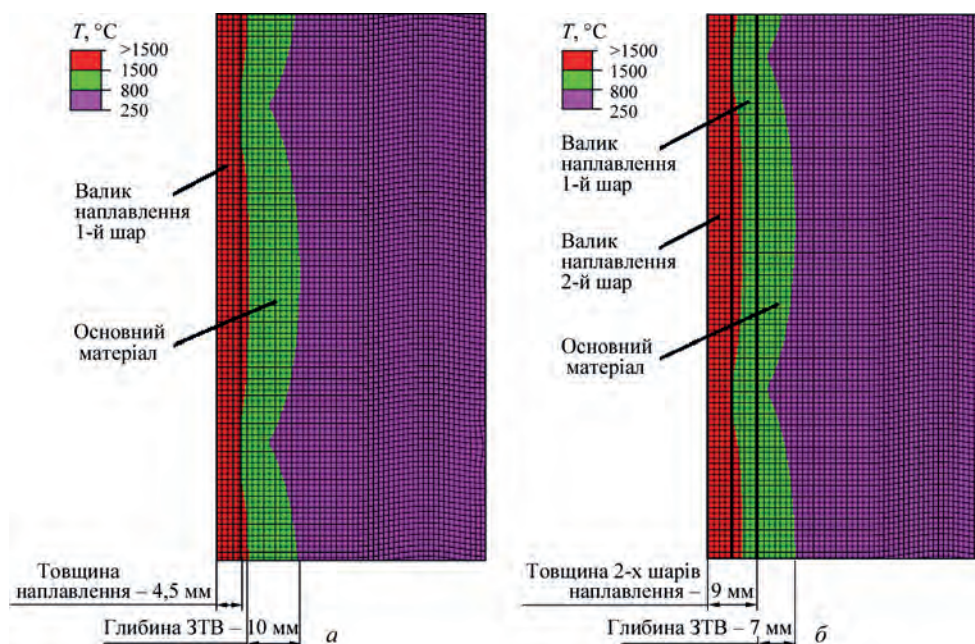


Рис. 3. Характерні розміри ЗП ( $T > 1500$  °C) та ЗТВ ( $1500$  °C  $> T > 800$  °C) для дугового напавлення під флюсом стрічковими електродами:  $a$  – першого шару;  $b$  – другого шару

Внаслідок перемішування з основним металом хімічний склад ЗП може суттєво відрізнятися від присадкового матеріалу. Згідно [7] коефіцієнт перемішування  $g_o$  (%), а саме частка основного металу в напавленому залежить від режиму напавлення і визначається наступним чином:

$$g_o = \frac{F_o}{F_o + F_n} 100\%, \quad (3)$$

де  $F_o$  – площа перерізу розплавленого основного металу;  $F_n$  – площа перерізу напавленого металу.

Мікроструктурний фазовий склад в ЗП з урахуванням перемішування основного і присадкового матеріалів може бути наближено визначений відповідно до структурної діаграми Шеффлера [14] на основі значень еквівалентного нікелю та хрому:

$$\left( \begin{array}{l} Ni_{eq} = \%Ni + 30 \cdot \%C + 0,5 \cdot \%Mn \\ Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \cdot \%Si + 0,5 \cdot \%Nb \end{array} \right). \quad (4)$$

Результати розрахунку коефіцієнта перемішування та наближеного мікроструктурного фазового складу в ЗП згідно з діаграмою Шеффлера при збільшенні погонної енергії від номінальної на 10, 20, 30, 40 % зведено в табл. 4.

Розрахунковий мікроструктурний фазовий склад згідно діаграми Шеффлера [14] для різних ділянок КР при суттєвих відхиленнях величини погонної енергії від номінальної показав, що з точки зору формування аустенітної структури в ЗП підвищення погонної енергії на 30 % – критична величина для автоматичного дугового напавлення під флюсом стрічковим електродом і на 40 % – критична величина для ручного дугового напавлення покритими електродами.

Таблиця 4. Визначення коефіцієнта перемішування при варіації погонної енергії

Підвищення погонної енергії від номінальної, %	Площа валика наплавлення, мм <sup>2</sup>	Площа розплавленого основного металу, мм <sup>2</sup>	Коефіцієнт перемішування $g_o$ , %	Ni <sub>eq</sub>	Cr <sub>eq</sub>	Аустеніт в ЗП, %
0	180 (автоматичне дугове наплавлення під флюсом стрічковим електродом $b = 40$ мм)	26	13	14,7	22,5	90...95
10		52	23	13,7	20,3	95...100
20		86	32	12,8	18,1	100
30		110	38	12,2	16,8	a+m+ф
0	67 (ручне дугове наплавлення покритими електродами)	13	16	14,3	21,7	90...95
10		21	23	13,7	20,2	95...100
20		27	28	13,2	19,0	95...100
30		36	35	12,5	17,6	100
40		43	39	12,1	16,6	a+m+ф

Це свідчить про надійне формування аустенітної структури в ЗП (вміст фериту до 5...10 %) при номінальних значеннях погонної енергії. При математичному моделюванні температурних розподілів отримано, що критична величина коефіцієнта перемішування, при неперевищенні якої забезпечується формування аустенітної структури в ЗП, складає  $g_o = 38...39$  % при номінальних величинах  $g_o = 13...16$  % (табл. 4). Тому при подальшому проведенні математичного моделювання мікроструктурного фазового складу, механічних властивостей і напружено-деформованого стану в зоні наплавлення КР не враховували перемішування присадкового матеріалу з основним металом в ЗП та зміну хімічного складу матеріалу аустенітного наплавлення.

Для моделювання мікроструктурних фазових перетворень в ЗТВ низьколегованих сталей під час зварювання або наплавлення може застосовуватися підхід, заснований на використанні параметричних (регресійних) рівнянь, отриманих в ІЕЗ ім. Є.О. Патона [15, 16]. В даній роботі математичне моделювання мікроструктурних перетворень в ЗТВ сталі 15X2НМФА виконувалося на основі використання термкінетичної діаграми (ТКД) розпаду аустеніту для характерних циклів зварювання/наплавлення саме для сталі 15X2НМФА. Для цього було проведено фізичне моделювання мікроструктурних перетворень в ЗТВ основного матеріалу КР при дуговому напавленні на установці Gleeble3800 і металографічний аналіз зразків сталі 15X2НМФА [13]. Результати фізичного моделювання представлені в роботі [13] у вигляді двох побудованих ТКД розпаду аустеніту для характерних циклів зварювання/наплавлення з різною швидкістю охоло-

дження  $w_f$  в інтервалі температур 800...500 °С і різних максимальних температур нагріву (1000 та 1350 °С). Для зручності проведення математичного моделювання мікроструктурних перетворень в ЗТВ сталі 15X2НМФА було використано запропоновану в роботі [17] усереднену відносно максимальної температури нагріву зварювальну ТКД розпаду аустеніту, побудовану для різних швидкостей охолодження  $w_f$  в характерному інтервалі температур 800...500 °С (рис. 4, табл. 5).

На основі числових даних ТКД сталі 15X2НМФА [17] (табл. 5) можливо отримати інтерполяційні залежності для всіх параметрів ТКД (температури початку бейнітного  $B_s$  та мартенситного перетворення  $M_s$ , кінця бейнітного  $B_f$  та мартенситного перетворення  $M_f$ , максимальної частки мартенситу  $V_{m,max}$  та бейніту  $V_{b,max}$ ) для проміжних швидкостей охолодження  $w_f$ .

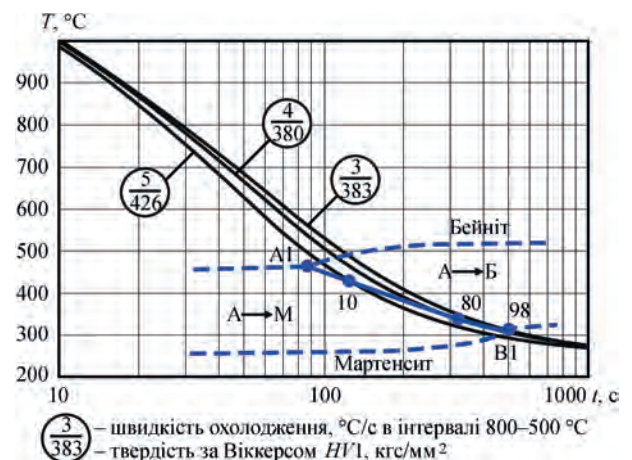


Рис. 4. Термкінетична діаграма розпаду аустеніту сталі 15X2НМФА для характерних зварювальних циклів охолодження [17]

Таблиця 5. Числові дані ТКД розпаду аустеніту сталі 15X2НМФА в умовах характерного термічного циклу зварювання/наплавлення

Швидкість охолодження $w_f$ , °C/c	Температури перетворення на етапі охолодження, °C				Частка бейніт $V_b$ / мартенсит $V_m$ , %	Твердість HV1, кгс/мм <sup>2</sup>
	$B_s$	$B_f$	$M_s$	$M_f$		
3	485	315	343	315	98/2	383
4	478	343	343	280	80/20	380
5	468	425	425	298	10/90	426



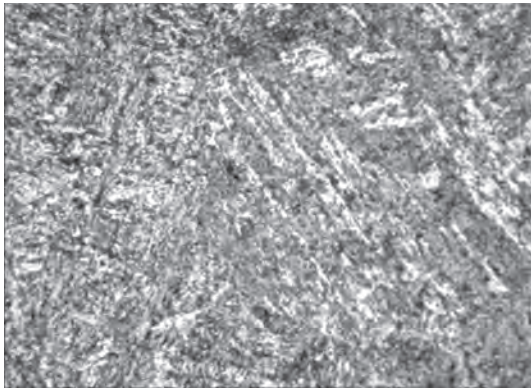


Рис. 5. Початкова бейнітна мікроструктура ( $\times 500$ ) зразків сталі 15X2NMFA

Експериментально було встановлено, що початкова мікроструктура зразків сталі 15X2NMFA – бейнітна з незначною часткою мартенситу до 3...5 % (рис. 5). Твердість зразків за Віккерсом складає  $HV1 = 315...325$  кгс/мм<sup>2</sup> (3150...3250 МПа). Розмір бейнітного зерна складає 15...20 мкм (8...9 бал зерна ASTM). Експериментальні дані добре узгоджуються з існуючими даними [18, 19] щодо початкового мікроструктурного стану сталі 15X2NMFA.

Отримані результати розрахунку масової частки кожної мікроструктурної фази в процесі наплавлення і в кінцевій мікроструктурі ЗТВ основного матеріалу після охолодження згідно числових даних ТКД сталі 15X2NMFA представлені на рис. 6, 7.

Розрахункові дані згідно рис. 6, які отримані на основі експериментальної ТКД розпаду аустеніту сталі 15X2NMFA, показали, що в результаті нагріву при дуговому наплавленні під флюсом стрічковими електродами ( $b = 60$  мм) відбулося утворення незначної частки мартенситу до 15 % при температурі підігріву  $T_{\text{п}} = 250$  °C (швидкість охолодження 3...4 °C/c) та утворюється переважний вміст мартенситу 90 % в кінцевій мікроструктурі при температурі підігріву  $T_{\text{п}} = 150$  °C (швидкість охолодження 5...7 °C/c) (рис. 6).

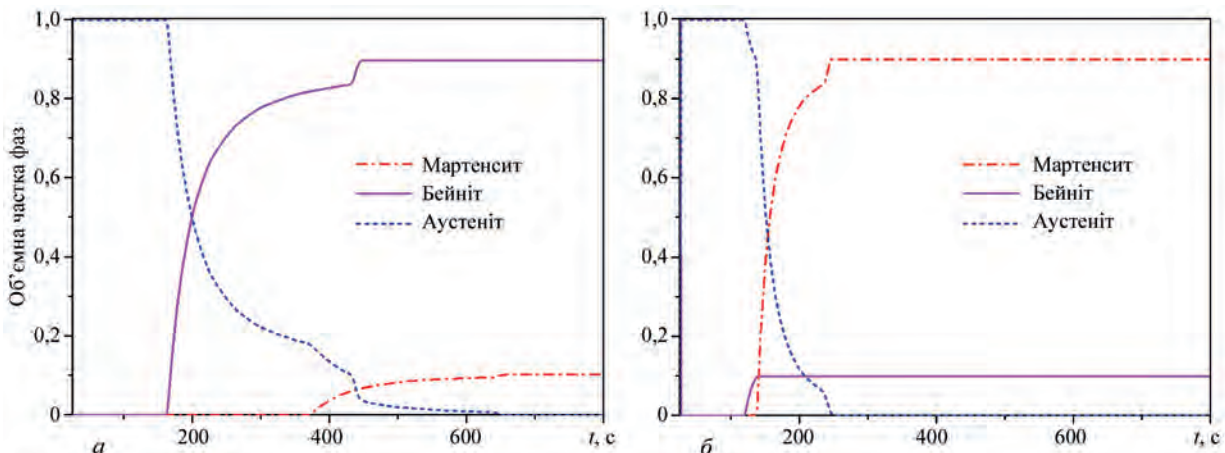


Рис. 6. Результати прогнозування кінетики розпаду аустеніту в металі ЗТВ металі при дуговому наплавленні стрічковим електродом ( $b = 60$  мм) з попереднім підігрівом до 250 °C (а), 150 (б)

Порівняння результатів для двох величин ширини стрічкового електрода (рис. 7) при антикорозійному наплавленні показало, що при ширині  $b = 40$  мм в ЗТВ утворюється частка мартенситу 70...90 % ( $w = 4...5$  °C/c), а при ширині  $b = 60$  мм – до 15 % мартенситу. При ручному дуговому наплавленні покритими електродами ( $b = 15$  мм) вміст мартенситу в кінцевій мікроструктурі після охолодження складає 90 %.

Результати математичного моделювання мікроструктурного фазового складу ЗТВ сталі 15X2NMFA після двох шарів антикорозійного наплавлення для різних технологічних режимів зведені в табл. 6.

Отримані розрахункові дані відносно утворення бейнітно-мартенситної мікроструктури сталі 15X2NMFA в результаті антикорозійного наплавлення КР достатньо добре узгоджуються з результатами, представленими в публікаціях [9, 20, 21].

Зміна мікроструктурного фазового складу викликає зміну механічних властивостей в ЗТВ основного матеріалу КР. Межа плинності кожної мікроструктурної фази визначалася в залежності від хімічного складу і температури на основі параметричних регресійних рівнянь [16].

Для моделювання напружено-деформованого стану матеріалу в зоні наплавлень КР використовувалась модель термов'язкопластичності [22], для якої розв'язок основоположних рівнянь отримано за допомогою методу скінченних елементів.

Отримані результати за залишковими напруженнями з урахуванням мікроструктурних фазових перетворень на основі використання експериментальної ТКД при різних технологічних режимах дугового наплавлення. Врахування мікроструктурних перетворень і періодичності (в поперечному напрямку) накладання валиків при наплавленні поверхні КР призводить до нерівномірного розподілу ЗН, появи ділянок стиску в ЗТВ основного матеріалу, а також впливає на кількісну величину напружень. На рис. 8–10 представлено



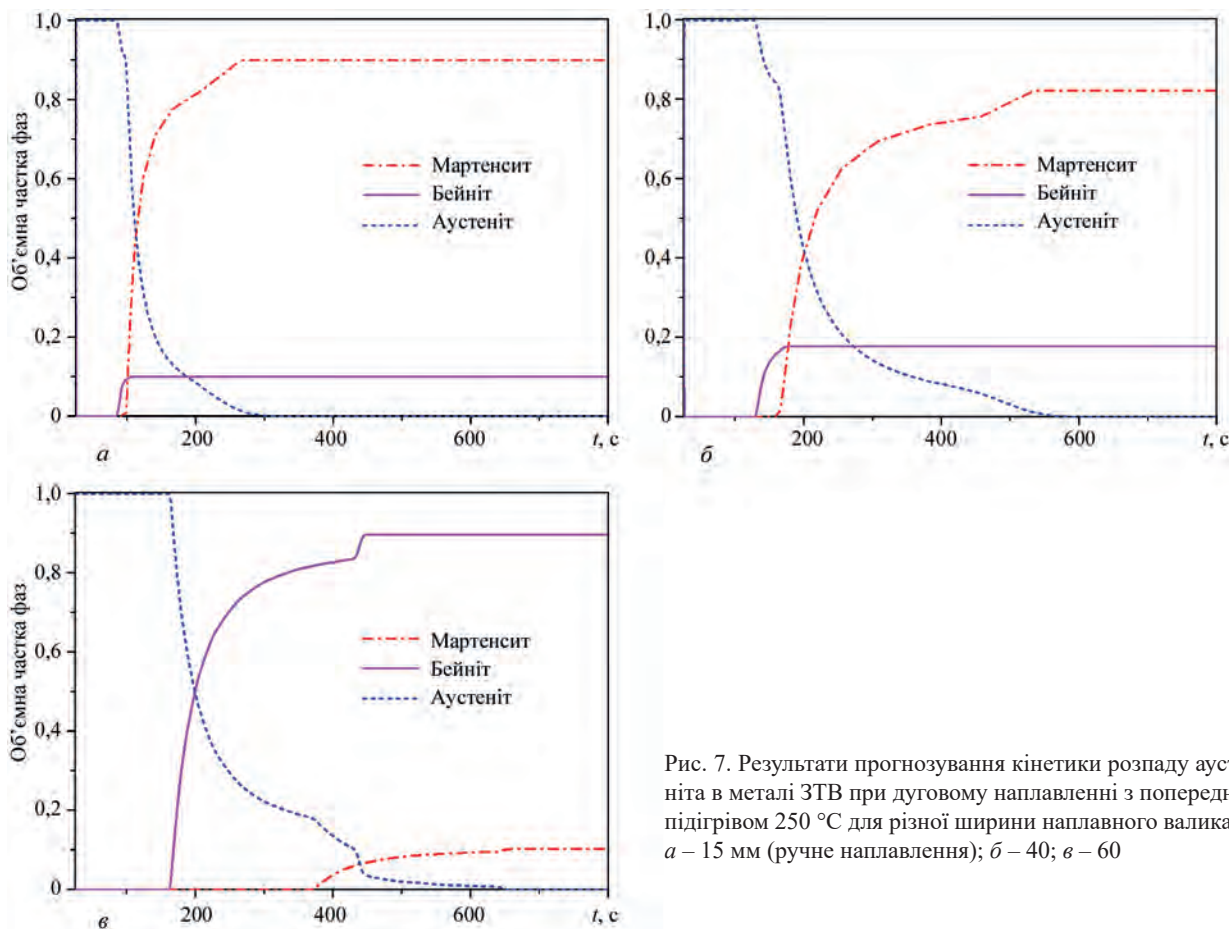


Рис. 7. Результати прогнозування кінетики розпаду аустеніта в металі ЗТВ при дуговому наплавленні з попереднім підігрівом 250 °С для різної ширини наплавного валика  $b$ :  $a$  – 15 мм (ручне наплавлення);  $b$  – 40;  $c$  – 60

Таблиця 6. Результати розрахунку мікроструктурного фазового складу в ЗТВ основного матеріалу КР (сталі 15Х2НМФА) для різних технологічних режимів наплавлення

Технологічний режим	Розрахункові дані згідно ТКД, %	
	Мартенсит	Бейніт
$b = 15$ мм (ручне наплавлення), $T_n = 250$ °С, $w = 8 \dots 11$ °С/с	90	10
$b = 40$ мм, $T_n = 250$ °С, $w = 4 \dots 5$ °С/с	70...90	10...30
$b = 60$ мм, $T_n = 250$ °С, $w = 3 \dots 4$ °С/с	15	85
$b = 60$ мм, $T_n = 150$ °С, $w = 5 \dots 7$ °С/с	90	10

розподіл кільцевої  $\sigma_{\theta\theta}$  та осьової  $\sigma_{zz}$  компонент ЗН в характерних перерізах 1-1, 2-2.

Порівнюючи розрахункові результати при різній ширині наплавного валика  $b = 15, 40, 60$  мм (рис. 9,  $a, b$ ), встановлено, що після двох шарів наплавлення для всіх випадків ширини валика в перерізі 1-1 в ЗТВ основного матеріалу отримано кільцеві ЗН стиску до  $(-300 \dots -600)$  МПа, ширина зони стискаючих напружень дорівнює глибині ЗТВ в основному матеріалі, а в перерізі 2-2 в ЗТВ маємо кільцеві ЗН розтягу до 600 МПа.

Після ручного дугового наплавлення ( $b = 15$  мм) отримана в основному матеріалі патрубкової зони максимальна величина кільцевих ЗН розтягу до 750 МПа, глибина ЗТВ до 7 мм і

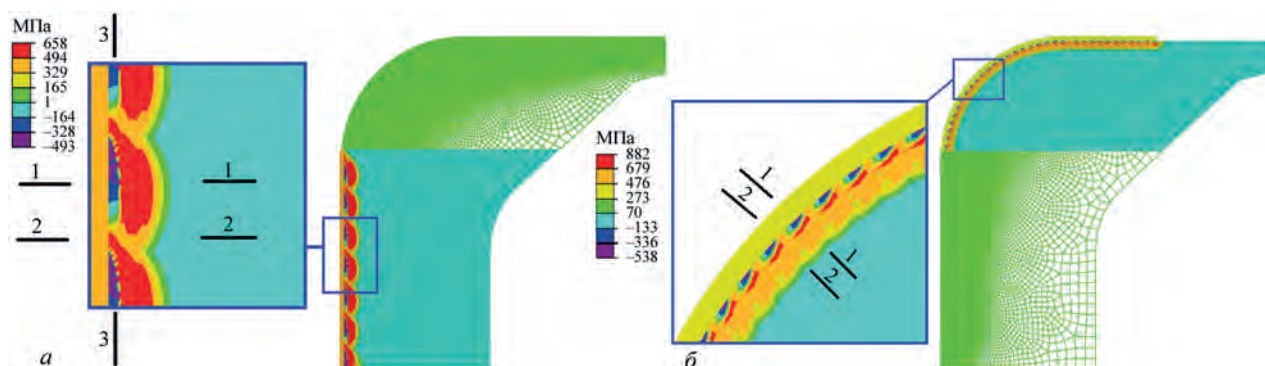


Рис. 8. Розподіл кільцевих ЗН  $\sigma_{\theta\theta}$  в перерізі зони наплавлень КР:  $a$  – для автоматичного дугового наплавлення під флюсом стрічковими електродами;  $b$  – для ручного дугового наплавлення покритими електродами

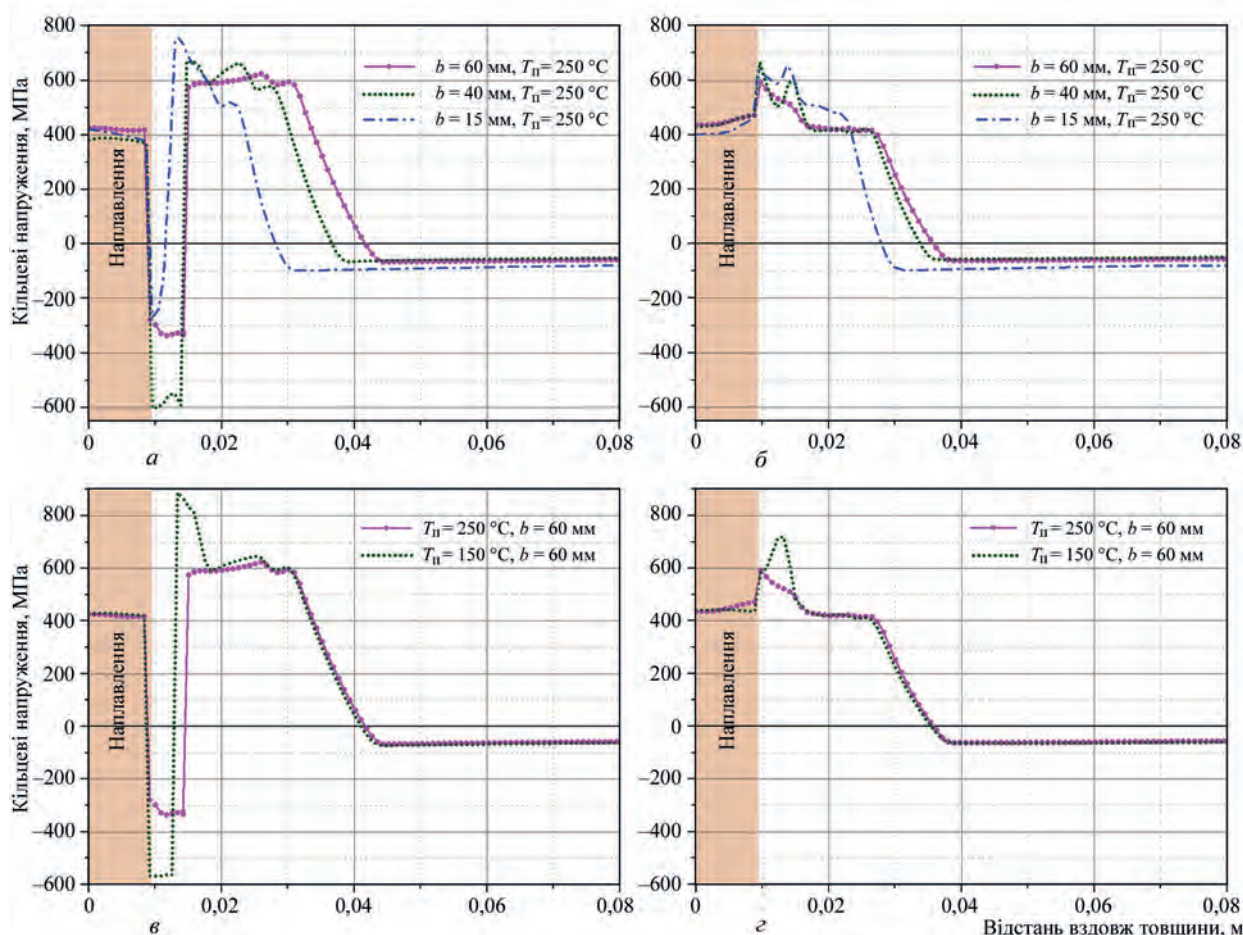


Рис. 9. Розподіл кільцевих ЗН  $\sigma_{\theta\theta}$  по товщині КР після наплавлення. Варіація ширини валиків: а – переріз 1-1, б – 2-2. Варіація температури підігріву: в – переріз 1-1, г – 2-2

глибина зони напружень розтягу до 28 мм від поверхні наплавлення.

При напавленні стрічковим електродом при ширині валика  $b = 60$  мм глибина ЗТВ основного матеріалу значно більше, складає до 10 мм, при  $b = 40$  мм складає до 9 мм, глибина зони напружень розтягу досягає відповідно до 36 мм (переріз 2-2) – 42 мм (переріз 1-1) і 34 мм (переріз 2-2) – 36 мм (переріз 1-1) від поверхні наплавлення. Максимальні кільцеві ЗН розтягу для обох величин ширини стрічкового електрода є близькими за величиною (600...650 МПа).

Для різної температури попереднього та супутнього підігріву наплавлення стрічковим електродом шириною  $b = 60$  мм визначено (рис. 9, в, г), що в перерізі 1-1 основного матеріалу після наплавлення при температурі підігріву 150 °C утворюються в ЗТВ кільцеві ЗН стиску до -570 МПа, глибина ЗТВ в основному матеріалі до 8 мм, а при температурі підігріву 250 °C отримано стискаючі ЗН нижчі – на рівні до -330 МПа, але в більш широкій зоні ЗТВ основного матеріалу, до 10 мм. Кільцеві ЗН розтягу в основному матеріалі у випадку застосування електрода шириною  $b = 60$  мм при температурі підігріву 150 °C локально досягають величини 840 МПа, при температурі

250 °C не перевищують 600 МПа, а глибина зони напружень розтягу досягає 42 мм від поверхні наплавлення.

Стосовно осьової компоненти  $\sigma_{zz}$  на рис.10 представлено розподіл ЗН після наплавлення по товщині циліндричної частини КР в характерних перерізах 1-1, 2-2 в залежності від ширини стрічкового електрода та температури підігріву. В ЗТВ основного матеріалу циліндричної частини КР наявні ЗН стиску (до -400...-825) МПа в перерізі 1-1, до (-30...-200) МПа в перерізі 2-2. Величина ЗН розтягу в основному матеріалі з урахуванням мікроструктурних перетворень до (500...620) МПа в перерізі 1-1 і до (250...300) МПа в перерізі 2-2.

При моделюванні технологічного процесу загальної (пічної) термічної обробки (ТО) задавався режим високого відпуску при температурі 650 °C тривалістю до 20 год. Для моделювання релаксації напружень використовували функцію температурної повзучості матеріалу, яка в роботі [23] визначалась на основі існуючих експериментальних даних для сталі 15X2НМФА [9]. А саме, для розрахункового визначення деформацій повзучості за допомогою методу скінченних елементів використовувалось рівняння зв'язку швидкості еквівалентних деформацій повзучості  $d\varepsilon_{eq}^c$  з ін-



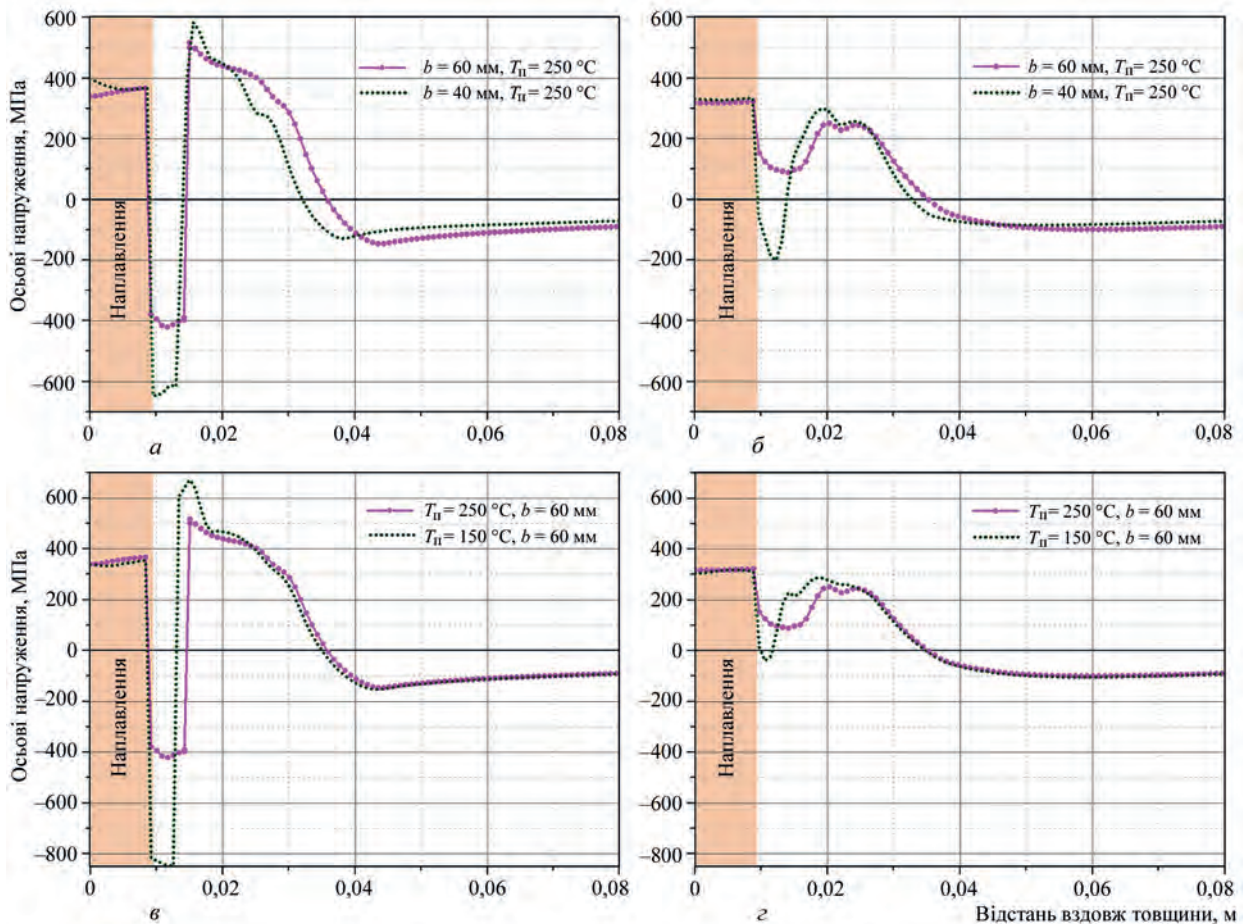


Рис. 10. Розподіл осьових ЗН  $\sigma_z$  по товщині КР після наплавлення. Варіація ширини валиків: а – переріз 1-1, б – 2-2. Варіація температури підігріву: в – переріз 1-1, г – 2-2

тенсивністю напружень  $\sigma_i$  у вигляді закону Нортона-Бейлі [24]:

$$d\epsilon_{eq}^c = A\sigma_i^n dt, \quad (5)$$

де  $A, n$  – константи матеріалу, з урахуванням [9, 23] для сталі 15Х2НМФА  $A = 0,17 \cdot 10^{-20}$  (1/(МПа<sup>6</sup>·с)),  $n = 6$ .

ТО за режимом високого відпуску значно знижує рівень залишкових напружень в основному матеріалі КР, викликаних антикорозійним наплавленням. На рис. 11–15 приведені розподіли кільцевої та осьової компонент залишкових напружень по товщині КР після наплавлення і проведення ТО для різних технологічних режимів. В матеріалі аустенітного наплавлення через різницю з основним матеріалом в коефіцієнтах температурного розширення залишаються напруження розтягу на рівні межі плинності аустенітного матеріалу (до 400 МПа).

Порівняння результатів кільцевих ЗН, які отримані в результаті моделювання ТО за режимом високого відпуску ( $T = 650$  °С, витримка 20 год) при різній ширині наплавних валиків і при температурі попереднього підігріву  $T_{п} = 250$  °С при наплавленні показало (рис. 11, а, б), що при руч-

ному дуговому наплавленні покритими електродами ( $b = 15$  мм) отримано в ЗТВ основного матеріалу залишкові напруження стиску величиною до  $-325$  МПа. При автоматичному напавленні стрічковим електродом шириною  $b = 40$  мм в ЗТВ основного матеріалу отримано зону напружень стиску величиною до  $-330$  МПа (переріз 2-2) і до  $-500$  МПа (переріз 1-1), при  $b = 60$  мм в ЗТВ основного матеріалу отримано зону напружень стиску ( $-200$  МПа) (переріз 1-1) та зону напружень розтягу на рівні  $50$  МПа (переріз 2-2). Максимальне значення кільцевих ЗН розтягу в основному матеріалі не перевищує  $170$  МПа.

Рівень кільцевих залишкових напружень в зоні стиску після ТО за режимом високого відпуску при більш низькій температурі попереднього підігріву  $T_{п} = 150$  °С при напавленні перевищують напруження при  $T_{п} = 250$  °С внаслідок утворення більшої частки мартенситу. Так, при автоматичному напавленні за допомогою стрічкових електродів шириною  $b = 60$  мм при температурі попереднього підігріву  $T_{п} = 150$  °С максимальні кільцеві напруження стиску сягають до  $(-370 \dots -450)$  МПа, ширина зони стиску досягає до  $3$  мм (переріз 2-2) –  $7$  мм (переріз 1-1) основного матеріалу, глибина зони напружень розтягу майже не змінюється – до  $35$  мм



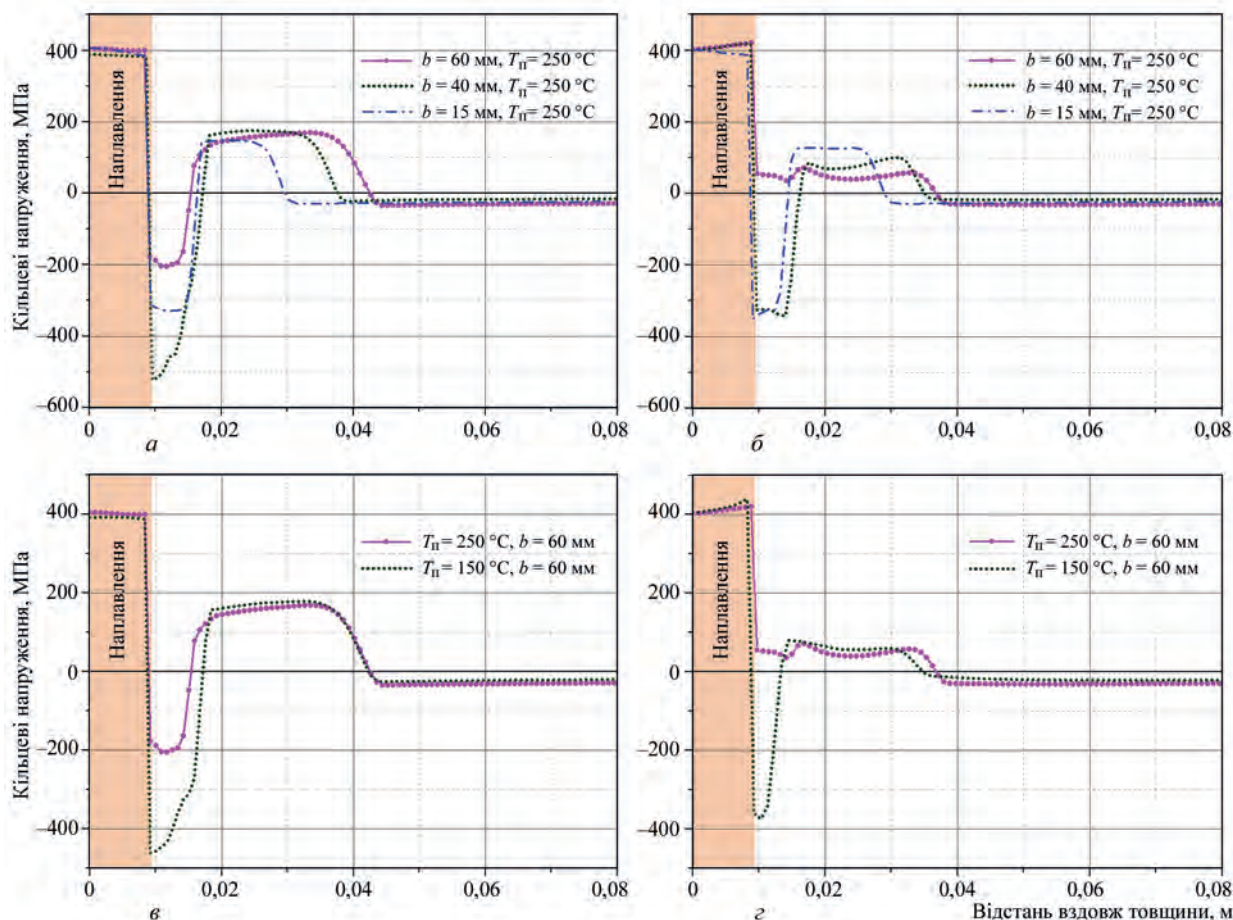


Рис. 11. Розподіл кільцевих ЗН  $\sigma_{\theta\theta}$  по товщині КР після наплавлення та ТО ( $T = 650^\circ\text{C}$ , витримка 20 год). Варіація ширини валиків: а – переріз 1-1, б – 2-2. Варіація температури підігріву: в – переріз 1-1, г – 2-2

(переріз 2-2) і до 42 мм (переріз 1-1) від поверхні наплавлення (рис. 11, в, г).

На рис. 12 представлено розподіл осової компоненти  $\sigma_{zz}$  ЗН по товщині циліндричної частини КР в характерних перерізах 1-1, 2-2 після наплавлення і ТО за режимом високого відпуску. Величина стискаючих осових залишкових напружень з урахуванням мікроструктурних перетворень в ЗТВ в перерізі 1-1 сягає до  $(-220 \dots -550)$  МПа, в перерізі 2-2 до  $(-50 \dots -500)$  МПа. Максимальне значення осових залишкових напружень розтягу в основному матеріалі не перевищує  $(100 \dots 120)$  МПа (переріз 1-1).

Нерівномірність розподілу ЗН (рис. 8, рис. 13) після наплавлення ( $T_{II} = 250^\circ\text{C}$ ) та ТО ( $T = 650^\circ\text{C}$ , витримка 20 год) в поперечному напрямку накладання валиків (переріз 3-3, на глибині 12 мм від поверхні наплавлення) представлена періодичністю значень кільцевих ЗН від  $-200$  до  $50$  МПа (ширина стрічкового електрода  $b = 60$  мм) і від  $-570$  до  $-310$  МПа (ширина стрічкового електрода  $b = 40$  мм). Для випадку ручного дугового наплавлення ( $b = 15$  мм) маємо майже рівномірну зону стиску кільцевих ЗН на рівні  $-350$  МПа та незначну періодичність розподілу осових ЗН від  $-420$  до  $-350$  МПа. Осові залишкові напруження у ви-

падку наплавлення стрічковими електродами змінюються від  $-230$  до  $-50$  МПа ( $b = 60$  мм) та від  $-500$  до  $-375$  МПа ( $b = 40$  мм).

Таким чином, результати розподілу кільцевої та осової компонент залишкових напружень по товщині КР та в поперечному напрямку накладання валиків після наплавлення і ТО за режимом високого відпуску для різних технологічних режимів показали, що зменшення температури попереднього підігріву при напавленні з  $250$  до  $150^\circ\text{C}$  призводить до зменшення глибини ЗТВ і в той же час до суттєвого підвищення величини стискаючих кільцевих та осових ЗН в ЗТВ основного матеріалу та ширини зони стискаючих ЗН за рахунок збільшення об'ємної частки мартенситної складової в кінцевій мікроструктурі. Збільшення ширини стрічкового електрода при напавленні призводить до збільшення в основному матеріалі глибини ЗТВ, а також зони ЗН розтягу. При цьому за рахунок зменшення об'ємної частки мартенситної складової в кінцевій мікроструктурі встановлено звуження зони ЗН стиску та зниження величини стискаючих ЗН в ЗТВ, як кільцевих, так і осових.

Згідно табл. 2 варіювалася тривалість витримки при проведенні моделювання техноло-

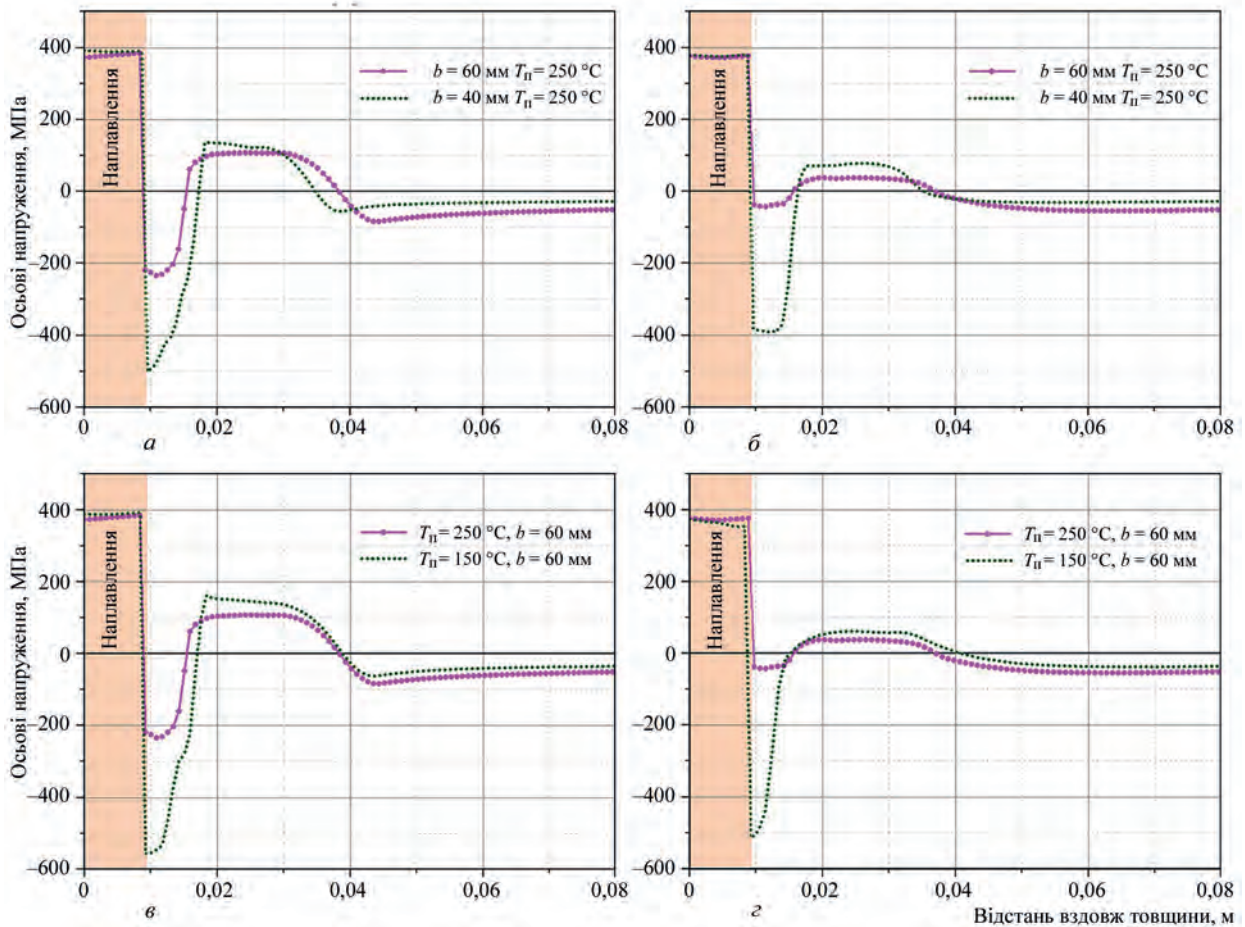


Рис. 12. Розподіл осевих ЗН  $\sigma_{zz}$  по товщині КР після наплавлення та ТО ( $T = 650^\circ\text{C}$ , витримка 20 год). Варіація ширини валиків: а – переріз 1-1, б – 2-2. Варіація температури підігріву: в – переріз 1-1, г – 2-2

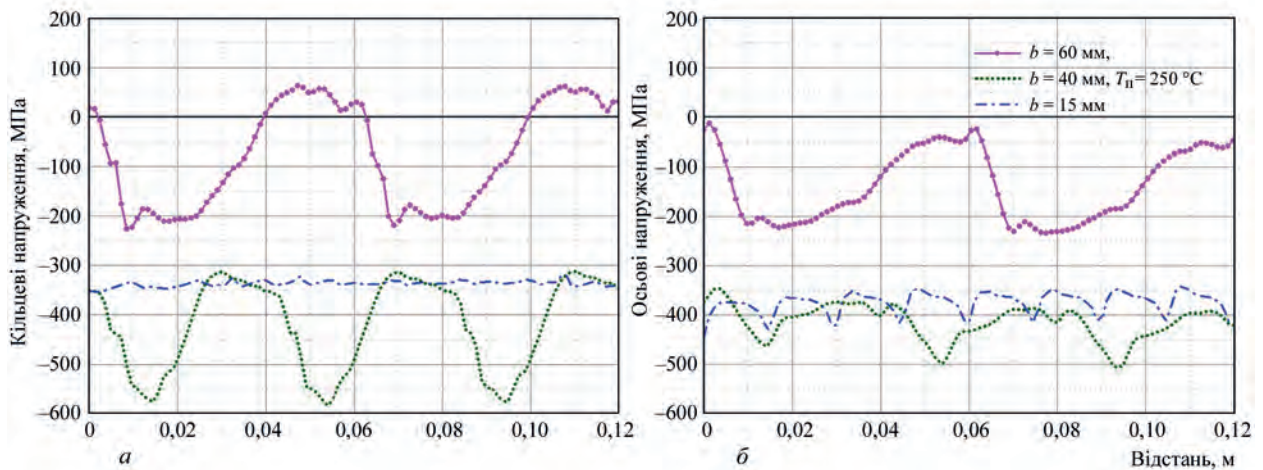


Рис. 13. Розподіл кільцевих  $\sigma_{\phi\phi}$  (а) та осевих  $\sigma_{zz}$  (б) ЗН після наплавлення та ТО ( $T = 650^\circ\text{C}$ , витримка 20 год) КР в ЗТВ основного матеріалу в перерізі 3-3 (в поперечному напрямку накладання валиків, на глибині 12 мм від поверхні наплавлення)

гічної операції ТО за режимом високого відпуску при температурі  $T = 650^\circ\text{C}$ , а саме 5, 10 та 20 год. Результати розрахунків розподілу по товщині кільцевих залишкових напружень в залежності від тривалості витримки при ТО для випадку наплавлення стрічковим електродом  $b = 60$  мм представлені на рис. 14 та для випадку ручного наплавлення покритими електродами при  $b = 15$  мм представлені на рис. 15.

Результати (рис. 14) вказують на те, що максимальний рівень ЗН розтягу в основному матеріалі після 5 год витримки при ТО знизився до 220 МПа, після 10 год – до 200 МПа, після 20 год – до 170 МПа (переріз 1-1). Максимальні значення стискаючих напружень в ЗТВ отримано також при 5 год тривалості витримки, а саме  $-235$  МПа.

Для ручного дугового наплавлення покритими електродами (рис. 15) отримали зниження макси-



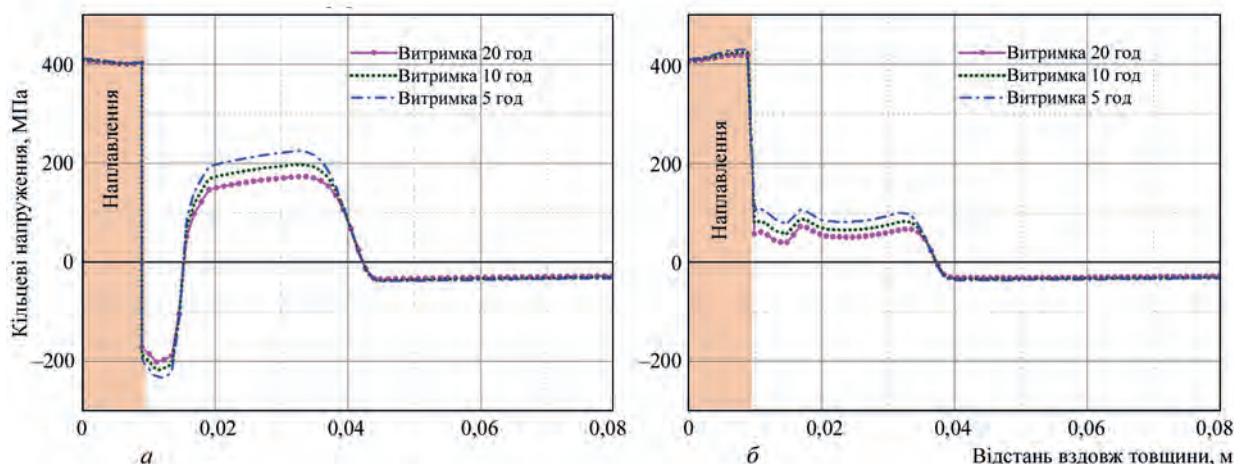


Рис. 14. Розподіл кільцевих ЗН  $\sigma_{\text{рр}}$  по товщині КР в двох характерних перерізах при варіації режиму термообробки (тривалості витримки при  $T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) для випадку дугового наплавлення під флюсом стрічковим електродом  $b = 60\text{ мм}$ : а – переріз 1-1, б – 2-2

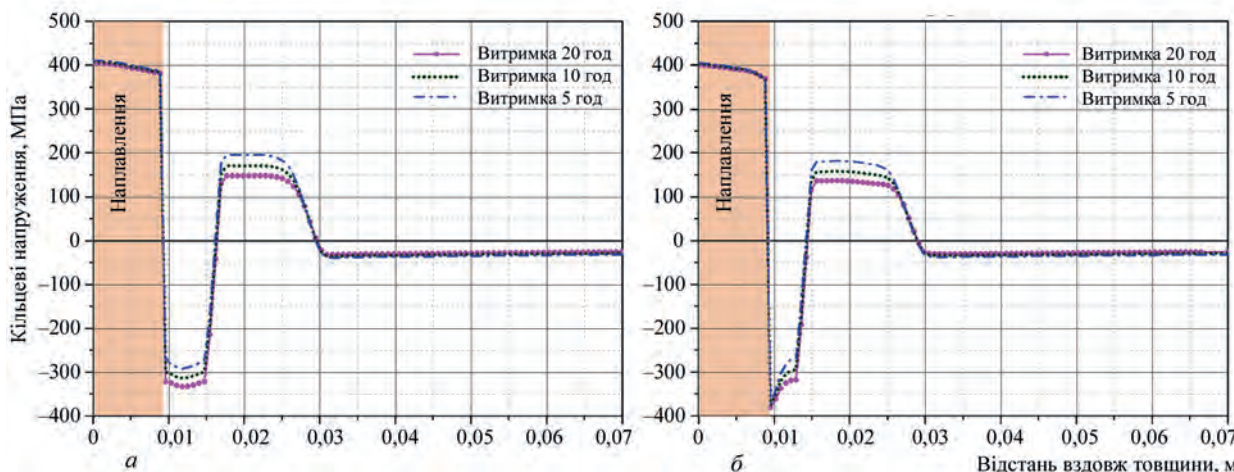


Рис. 15. Розподіл кільцевих ЗН  $\sigma_{\text{рр}}$  по товщині КР в двох характерних перерізах при варіації режиму термообробки (тривалості витримки при  $T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) для випадку ручного дугового наплавлення покритими електродами  $b = 15\text{ мм}$ : а – переріз 1-1, б – 2-2

мального рівня ЗН розтягу в основному матеріалі після 5 год витримки при ТО до 200 МПа, після 10 год – до 175 МПа, після 20 год – до 150 МПа (переріз 1-1). В ЗТВ основного матеріалу отримано зниження максимального значення стискаючих напружень при 5 год тривалості витримки до  $-330...-350\text{ МПа}$ .

## Висновки

1. Для КР ВВЕР-1000, виготовлених із низьколегованої високоміцної сталі 15Х2НМФА, внутрішня поверхня яких була наплавлена антикорозійним шаром із аустенітного матеріалу по двом різним технологіям: автоматичне дугове наплавлення під флюсом стрічковими електродами циліндричної частини КР та ручне дугове наплавлення покритими електродами внутрішньої поверхні патрубків, отримані розрахункові дані щодо кінетики розподілу температур, швидкостей охолодження, розмірів ЗП і ЗТВ і кінетики мікроструктурних фазових перетворень.

2. В результаті моделювання мікроструктурного фазового стану за даними зварювальної ТКД для сталі 15Х2НМФА отримано в ЗТВ основного матеріалу вміст мартенситу від 15 до 90 % для стрічкового дугового наплавлення під флюсом циліндричної частини КР, для ручного дугового наплавлення покритими електродами внутрішньої поверхні патрубків Ду850 переважний вміст мартенситу до 90 %. Таким чином, існуючі при виготовленні КР ВВЕР-1000 технології дугового наплавлення антикорозійного шару на внутрішню поверхню, незважаючи на попередній підігрів до  $150...250\text{ }^{\circ}\text{C}$ , призводили до утворення в ЗТВ основного матеріалу на глибину до 10 мм фазової структури з високим вмістом мартенситу.

3. Виявлено суттєвий вплив варіації технологічних параметрів процесу наплавлення та термообробки (ширини стрічкового електрода, температури попереднього підігріву, тривалості витримки при термообробці) на розподіл ЗН в зоні наплавлень КР ВВЕР-1000. Аналіз порівняння розподі-



лу розрахункових ЗН з урахуванням мікроструктурних фазових перетворень показав наступні основні особливості, а саме, завдяки періодичності виконання наплавних проходів (валиків) та утворенню бейніто-мартенситної мікроструктури в ЗТВ основного матеріалу з'являється суттєва нерівномірність розподілу ЗН в поперечному напрямку наплавлення та зона напружень стиску на рівні (–200...–550) МПа шириною до 7 мм на глибині від 9 до 16 мм від поверхні наплавлення, які потім на глибині від 16 до 42 мм переходять у напруження розтягу з максимальним рівнем до 170 МПа. В матеріалі аустенітного наплавлення через різницю з основним матеріалом в коефіцієнтах температурного розширення навіть після ТО залишаються напруження розтягу на рівні межі плинності аустенітного матеріалу (до 400 МПа).

4. Виявлено, що зменшення температури попереднього підігріву при наплавленні з 250 до 150 °С призводить до суттєвого збільшення об'ємної частки мартенситної складової в кінцевій мікроструктурі та підвищення величини стискаючих кільцевих та осевих ЗН в ЗТВ, а також до збільшення ширини зони стискаючих ЗН.

5. Збільшення ширини стрічкового електрода до  $b = 60$  мм при наплавленні призводить до суттєвого збільшення в основному матеріалі ширини ЗТВ, а також зони ЗН розтягу. При цьому за рахунок зменшення об'ємної частки мартенситної складової в кінцевій мікроструктурі встановлено зниження величини стискаючих ЗН в ЗТВ як кільцевих, так і осевих, та зменшення зони ЗН стиску.

6. Збільшення тривалості витримки при температурі високого відпуску 650 °С сприяє релаксації ЗН в основному матеріалі, особливо, зниженню величини максимальних кільцевих напружень розтягу з (220...200) МПа при 5 год витримки до (170...150) МПа при 20 год витримки.

## Список літератури

- (2003) ПНАЭ Г-7-009-89 Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок. Сварка и наплавка, основные положения. Москва.
- (1982) Корпус сварной 1152.02.70.000. Дополнение к паспорту сосуда, работающего под давлением 1152.02.70.000 Д7. (ЗАЭС бл. 1).
- Титова Т.И., Шульган Н.А. (2013) Совершенствование качества сварных соединений и наплавленных поверхностей оборудования АЭУ производства ОАО «Ижорские заводы», С.-Петербург. Материалы конференции «Обеспечение безопасности АЭС с ВВЭР», ОКБ «Гидропресс». <http://www.gidropress.podolsk.ru/files/proceedings/mntk2013/autorun/article95ru.htm>
- Iradj, Sattari-Far, Magnus, Andersson. (2006) Cladding Effects on Structural Integrity of Nuclear Components. SKI Report 2006:23, ISSN 1104-1374, ISRN SKI-R-06/23-SE.
- Katsuyama, J., Udagawa, M., Nishikawa, H. et al. (2010) Evaluation of Weld Residual Stress near the Cladding and J-weld in Reactor Pressure Vessel Head for the assessment of PWSCC Behavior. Japan Society of Maintenance. E-Journal of Advanced Maintenance, 2, 50–64.
- Dupas, P., Moinereau, D. (1996) Evaluation of Cladding Residual Stresses in Clad Blocks by Measurements and Numerical Simulations. J. de Physique IV Colloque, 6, 187–196
- Рябцев И.А., Сенченко И.К. (2013) Теория и практика наплавочных работ. Киев, Екотехнологія.
- Цвитанович М., Пострузин Ж., Мунк Р. и др. (2011) Система ультразвукового контроля металла корпуса реактора АЭС «Куданкулам». Материалы конференции «Обеспечение безопасности АЭС с ВВЭР», ОКБ «Гидропресс», Подольск. <http://www.gid-ropress.podolsk.ru/files/proceedings/mntk2011/documents/mntk2011-184.pdf>
- Марголин Б.З., Варовин А.Я., Костылев В.И. (2005) Определение остаточных напряжений в корпусах реакторов ВВЭР после многопроходной сварки, наплавки и высокотемпературного отпуска. Автоматическая сварка, 10, 630, 16–22.
- (1978) ТУ 108-765-78 Заготовки из стали марок 15Х2НМФА и 15Х2НМФА-А для корпусов и крышек и других узлов реакторных установок.
- Kostylev, V.I., Margolin, B.Z. (2000) Determination of residual stress and strain fields caused by cladding and tempering of reactor pressure vessels. International J. of Pressure Vessels and Piping, 77, 723–735.
- (2000) Методика определения ресурса корпусов атомных реакторов в процессе эксплуатации (МРК-СХР-2000), РД ЭО 0353-02. С.-Петербург-Москва.
- Махненко О.В., Костин В.А., Жуков В.В., Костеневич Е.С. (2019) Влияние сварочного цикла охлаждения на структурно-фазовый состав стали 15Х2НМФА. Автоматическая сварка, 9, 14–25.
- Гривняк И. (1984) Свариваемость сталей. Пер. со словац. Л.С. Гончаренко. Макаров Э.Л. (ред.). Москва, Машиностроение.
- Касаткин О.Г., Зайффарт П. (2002) Расчетные модели для оценки механических свойств металла ЗТВ при сварке низколегированных сталей. Сб. тр. междунар. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». Киев, сс. 103–106.
- Касаткин О.Г. (1990) Математическое моделирование зависимостей состав-свойства сварных соединений и создание расчетно-экспериментальной системы для оптимизации основных технологических факторов сварки низколегированных конструкционных сталей. Автореф. дис... д-ра техн. наук. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона.
- Lobanov, L.M., Kostin, V.A., Makhnenko, O.V. et al. (2020) Forecasting of structural transformations in heat affected zone steel of 15KH2NMFA at anti-corrosion cladding. Problems of Atomic Science and Technology, 2, 126, 89–96.
- Гурович Б.А., Кулешова Е.А., Федотова С.В. (2011) Влияние химического состава и структурных параметров сталей корпусов реакторов ВВЭР на склонность к охрупчиванию, обусловленному образованием зернограницных сегрегаций, в том числе, в условиях, характерных для длительной эксплуатации энергетических установок. Материалы 7-й междунар. техн. конференции «Обеспечение безопасности АЭС с ВВЭР», Подольск, ОКБ «Гидропресс». <http://www.gidropress.podolsk.ru/files/proceedings/mntk2011/autorun/article151ru.htm>
- Фролов А.С. (2013) Фазово-структурное состояние и служебные характеристики новых композиций сталей для корпусов реакторов с повышенной мощностью и сроком службы. Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Москва, Нац. исслед. центр «Курчатовский институт».
- Teplukhina, I.V., Golod, V.M., Tsvetkov, A.S. (2018) CCT diagram plotting based on the numerical analysis of dilatometric tests results. Letters on Materials, 8, 1, 37–41.
- Соловьев И.В., Корниенко О.Ю., Жилияков А.Ю., Белоусец А.М. (2017) Исследование кинетики распада переохлажденного аустенита стали 15Х2НМФА при непрерывном охлаждении. Материалы XVIII Международной научно-техн. Уральской школы-семинара металлургов-молодых ученых. Екатеринбург, 21–23 ноября 2017. Екатеринбург, УрФУ, сс. 250–252.
- Махненко В.И. (1976) Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. Киев, Наукова думка.
- Махненко В.И. (2006) Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. Киев, Наукова думка.

24. Betton, J. (2008) *Creep Mechanics*. 3-rd ed. Springer, Germany, XVI.

## References

- (2003) PNAE G-7-009-89: Equipment and pipelines of nuclear power plants. *Welding and surfacing, basic provisions*. Moscow [in Russian].
- (1982) Welded vessel 1152.02.70.000. *Appendix to pressure vessel certificate 1152.02.70.000 D7, ZNPP, bl. I* [in Russian].
- Titova, T.I., Shulgan, N.A. (2013) Improvement of quality of welded joints and deposited surfaces of NPP equipment OJSC production "Izhorskie zavody. In: *Proc. of Conf. on Ensuring the Safety of NPP with WWER*, St.-Petersburg, Gidropress [in Russian]. <http://www.gidropress.podolsk.ru/files/proceedings/mntk2013/autorun/article95ru.htm>
- Iradj, Sattari-Far, Magnus, Andersson (2006) *Cladding effects on structural integrity of nuclear components*. SKI Report 2006:23, ISSN 1104-1374, ISBN SKI-R-06/23-SE.
- Katsuyama, J., Udagawa, M., Nishikawa, H. et al. (2010) Evaluation of weld residual stress near the cladding and j-weld in reactor pressure vessel head for the assessment of PWSCC behavior. Japan Society of Maintenance. *E-J. of Advanced Maintenance*, 2, 50–64.
- Dupas, P., Moinereau, D. (1996) Evaluation of cladding residual stresses in clad blocks by measurements and numerical simulations. *J. de Physique IV Colloque*, 6, 187–196.
- Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K. (2013) *Theory and practice of surfacing operations*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
- Tsvitanovich, M., Postruzin, Zh., Munk, R. et al. (2011) System of ultrasonic testing of reactor vessel metal of Kudankulam NPP. In: *Proc. of Conf. on Ensuring the Safety of NPP with WWER, Podolsk, Gidropress* [in Russian]. <http://www.gidropress.podolsk.ru/files/proceedings/mntk2011/documents/mntk2011-184.pdf>
- Margolin, B.Z., Varovin, A.Ya., Kostilyov, V.I. (2005) Determination of residual stresses in the WWER vessels after multi-run welding, surfacing and high-temperature tempering. *The Paton Welding J.*, 10, 14-20.
- (1978) TU 108-765-78: *Billets of steel of 15Kh2NMFA and 15Kh2NMFA-A grades for vessels and covers and other assemblies of reactor plants*.
- Kostylev, V.I., Margolin, B.Z. (2000) Determination of residual stress and strain fields caused by cladding and tempering of reactor pressure vessels. *Int. J. of Pressure Vessels and Piping*, 77, 723–735.
- (2000) *Procedure for determination of service life of nuclear reactor vessels during operation (MRK-SKhR-2000)*, RD EO 0353-02, St.-Petersburg-Moscow [in Russian].
- Makhnenko, O.V., Kostin, V.A., Zhukov, V.V., Kostenevich, E.S. (2019) Effect of cooling cycle of welding on structure-phase composition of 15Kh2NMFA steel. *The Paton Welding J.*, 9, 8-17.
- Hrivnak, I. (1984) *Weldability of steels*. Ed. by E.L. Makarov. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
- Kasatkin, O.G., Seyffarth, P. (2002) Calculation models for evaluating mechanical properties of HAZ metal in welding low-alloyed steels. In: *Proc. of Int. Conf. on Mathematical Modeling and Information Technologies in Welding and Related Processes*. Kiev, 103–106.
- Kasatkin, O.G. (1990) Mathematical modeling of relations composition-properties of welded joints and development of calculation and experimental system for optimization of main technological factors for welding of low-alloyed structural steels. In: *Syn. of Thesis for Dr. of Tech. Sci. Degree*, Kiev, PWI [in Russian].
- Lobanov, L.M., Kostin, V.A., Makhnenko, O.V. et al. (2020) Forecasting of structural transformations in heat affected zone steel of 15KH2NMFA at anti-corrosion cladding. *Problems of Atomic Science and Technology*, 2, 126, 89–96.
- Gurovich, B.A., Kuleshova, E.A., Fedotova S.V. (2011) Influence of chemical composition and structural parameters of steels of WWER reactor vessels on susceptibility to embrittlement caused by formation of grain boundary segregations including the conditions characteristic for long-term operation of power plants. In: *Proc. of 7th Int. Sci.-Techn. Conf. on Ensuring the Safety of NPP with WWER*, Podolsk, Gidropress. <http://www.gidropress.podolsk.ru/files/proceedings/mntk2011/autorun/article151ru.htm>
- Frolov, A.S. (2013) Phase-structural state and service characteristics of new steel compositions for reactor vessels of higher power and service life. In: *Syn. of Thesis for Cand. of Tech. Sci. Degree*, Moscow, NRC Kurchatov Institute [in Russian].
- Teplukhina, I.V., Golod, V.M., Tsvetkov, A.S. (2018) CCT diagram plotting based on the numerical analysis of dilatometric tests results. *Letters on Materials*, 8, 1, 37–41.
- Soloviov, I.V., Kornienko, O.Yu., Zhilyakov, A.Yu., Beloruset, A.M. (2017) Examination of kinetics of overcooled austenite decomposition of 15Kh2NMFA steel during continuous cooling. In: *Proc. of 18th Int. Sci.-Techn. Ural School-Seminar of Metallurgists-Junior Scientists* (Ekaterinburg, 21-23 November 2017), UrFU, 250–252.
- Makhnenko, V.I. (1976) *Calculation methods of investigation of welding stresses and strains*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- Makhnenko, V.I. (2006) Safe service life of welded joints and assemblies of modern structures. Kiev, Naukova Dumka
- Betton, J. (2008) *Creep Mechanics*. 3-rd ed. Springer, Germany, XVI.

## IMPACT OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS OF ARC DEPOSITION OF AN ANTI-CORROSION LAYER IN THE VESSEL OF WWER-1000 REACTOR ON RESIDUAL STRESS DISTRIBUTION

O.V. Makhnenko, O.S. Kostenevich

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Substantiation of extension of safe operating life of the vessels of WWER-1000 reactors in service requires taking into account the residual stresses, arising during fabrication as a result of heating at welding or surfacing and their redistribution after heat treatment. Automatic submerged-arc surfacing with strip electrodes was used for the cylindrical part of the vessels, and manual coated-electrode arc surfacing was applied for the nozzle zone surface (internal surface of nozzles Dn850 and their fillets), as well as other difficult-of-access places of the vessel. The process and parameters of the mode of anticorrosion arc surfacing can markedly influence the microstructural phase composition of the HAZ of base material, 15Kh2NMFA vessel steel, as well as residual stress distribution. Mathematical modeling was used for prediction of microstructural phase transformations in the HAZ at deposition of the protective anticorrosion layer; based on experimental welding thermokinetic diagram of austenite decomposition of 15Kh2NMFA vessel steel, distribution of residual stresses in WWER-1000 reactor vessel was derived, allowing for microstructural transformations at different technological modes of arc surfacing. Comparison of the results of residual stress distribution after deposition and heat treatment at different technological modes showed presence of a zone of compressives, which arise in the HAZ of 15Kh2NMFA steel, as a result of martensite-bainite transformation. 24 Ref., 6 Tabl., 15 Fig.

**Keywords:** reactor vessel, WWER-1000, anticorrosion arc surfacing, heat-treatment, residual stresses, microstructural phase transformations, mathematical modeling, thermokinetic diagram, 15Kh2NMFA steel

Надійшла до редакції 02.11.2020

# МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ З'ЄДНАНЬ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВА 1460, ОТРИМАНИХ СПОСОБОМ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ЗВАРЮВАННЯ З ПРИСАДНИМ МАТЕРІАЛОМ ЗІ СПЛАВУ 1201

В.В. Скрябінський, В.М. Нестеренков, В.Р. Страшко

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

Наведено результати досліджень механічних властивостей з'єднань сплаву 1460 і з'єднань різнойменних сплавів 1460 + 1201, отриманих методом електронно-променевого зварювання (ЕПЗ) при кімнатній та криогенних температурах. Показано, що міцність з'єднань сплаву 1460, зварених з присадним матеріалом зі сплаву 1201 при температурі 77 К підвищується на 10 %, а при температурі 20 К на 20 % в порівнянні зі з'єднаннями, звареними без присадки. Механічні властивості зварних з'єднань різнойменних сплавів 1460 + 1201 при температурах випробувань 20, 77 та 293 К знаходяться на рівні не нижче властивостей з'єднань сплаву 1460, зварених з використанням присадного матеріалу 1201. Описана технологія зварювання і наведено хімічний склад металу зварних швів. Бібліогр. 12, табл. 3, рис. 9.

*Ключові слова:* електронно-променеве зварювання, алюмінієво-літєві сплави, присадний матеріал, механічні властивості, зварні з'єднання, криогенні температури

Алюмінієві сплави системи легування Al–Cu–Li мають підвищені механічні властивості і меншу питому вагу в порівнянні з традиційними сплавами системи Al–Cu. Російські сплави 1460 і 1469 призначені для заміни сплаву 1201 в зварних конструкціях авіаційної і космічної техніки, що працюють при нормальних і криогенних температурах [1, 2]. Аналогічно, сплави 2090 та 2195, які виробляються в США, прийшли на зміну сплаву 2219. Хімічний склад сплавів представлений в табл. 1.

Американські алюмінієві сплави 2090 та 2195 системи легування Al–Cu–Li давно і успішно використовуються в авіації і космічній техніці [1, 3]. Зокрема, при заміні сплаву 2219 сплавом 2195 в зварних конструкціях паливних баків корабля Space Shuttle маса виробу була знижена приблизно на 3000 кг. Існують приклади успішного застосування сплаву 1460 для виготовлення макетів зварних конструкцій криогенного призначення [1].

Оцінки зварюваності сплаву 1460 суперечливі. В роботі [4] наведено дані про те, що він задовільно зварюється як аргоно-дуговим, так і електронно-променевим зварюванням (ЕПЗ). Автор роботи [5] вважає його зварюваність незадовільною. Основні проблеми, що виникають при зварюванні плавленням, це схильність до утворення гарячих тріщин і недостатньо високі механічні властивості зварних з'єднань. Новий сплав В-1469 також має знижені характеристики зварюваності. В роботі [6] зазначається, що при ЕПЗ зварюванні в зварних швах можливе утворення тріщин, а міцність зварних з'єднань становить 50 % міцності основного металу.

Для поліпшення зварюваності сплавів 1460 і 2090 при зварюванні плавленням використовують присадні матеріали системи легування Al–Cu. Для зварювання сплаву 1460 застосовують присадний дріт Св1201 [7, 8] а при зварюванні сплаву 2090 присадку 2319 [9]. При зварюванні з цими присадними матеріалами в металі зварних швів збільшують вміст

**Таблиця 1.** Хімічний склад сплавів систем легування Al–Cu та Al–Cu–Li для зварних конструкцій криогенного призначення

Марка сплаву	Легуючі елементи, мас. %							
	Cu	Li	Zr	Ti	Mn	Sc	Mg	Ag
1201 (СРСР)	5,8...6,8	-	0,1...0,25	0,02...0,1	0,2...0,4	-	< 0,02	-
2219 (США)	5,8...6,8	-	0,1...0,25	0,02...0,1	0,2...0,4	-	< 0,02	-
1460 (СРСР)	2,6...3,3	1,9...2,3	0,1	0,1	0,05...0,1	0,06...0,1	0,06...0,1	-
2090 (США)	2,4...3,0	1,9...2,6	0,1	0,15	0,05	-	0,25	-
В-1469 (Росія)	3,2...4,5	1,0...1,7	0,02...0,26	0,05...0,07	0,05...0,08	0,02...0,28	0,01...0,5	0,45
2195 (США)	3,7...4,3	0,8...1,2	0,12	0,1	0,25	-	0,25...0,8	0,25...0,6

Скрябінський В.В. – <https://orcid.org/0000-0003-4470-3421>, Нестеренков В.М. – <https://orcid.org/0000-0002-7973-1986>,

Страшко В.Р. – <https://orcid.org/0000-0001-6852-3551>

© В.В. Скрябінський, В.М. Нестеренков, В.Р. Страшко, 2020



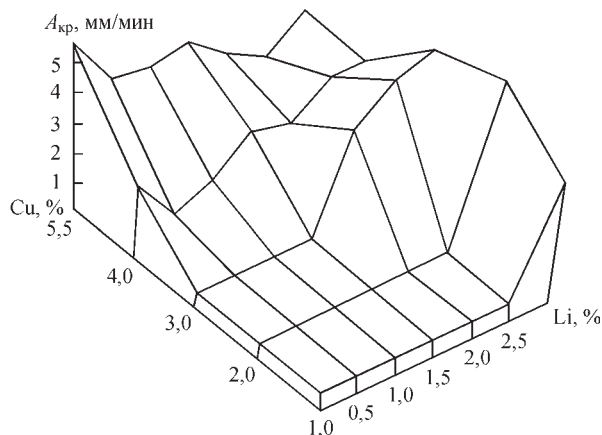


Рис. 1. Залежність зварюваності  $A_{кр}$  сплавів системи Al-Cu-Li від вмісту міді та літію [10] (при збільшенні  $A_{кр}$  схильність до утворення гарячих тріщин знижується)

міді і зменшують вміст літію. Така зміна хімічного складу сприяє підвищенню механічних властивостей і зменшенню схильності до утворення гарячих тріщин в металі шва.

В роботі [10] досліджували схильність сплавів системи Al-Cu-Li-0,12Zr на утворення гарячих тріщин при зварюванні в залежності від вмісту в них міді і літію. Було встановлено, що при зменшенні вмісту міді <3 % і літію <1,5 % схильність до утворення тріщин різко зростає. Результати цих досліджень (рис. 1) необхідно враховувати при зварюванні сплавів Al-Cu-Li з присадним матеріалом.

Мета даної роботи полягає в тому, щоб на прикладі ЕПЗ сплаву 1460 показати можливість підвищення механічних властивостей з'єднань сплавів системи Al-Cu-Li при криогенних температурах шляхом зміни хімічного складу металу шва за рахунок використання присадного матеріалу зі сплаву 1201.

Зварювання всіх напівфабрикатів проводили після повної термічної обробки (гартування + штучне старіння). Параметри режимів зварювання підбирали таким чином, щоб забезпечити повне проплавлення стику за один прохід з формуванням посилення і зворотного валика шва. Для управління формою зони проплавлення використовували систему програмного розподілу густини потужності електронного променя в межах плям і нагріву. Механічні властивості зварних з'єднань досліджували при температурах 293, 77 та 20 К. Тимчасовий опір при кімнатній та криогенних температурах визначали випробуванням на розтягання стандартних круглих зразків (ГОСТ 11150-84, тип 1) з діаметром робочої частини 4 мм. Для визначення чутливості до концентраторів напружень випробовували на розтягнення круглі зразки з надрізом. Ударну в'язкість визначали на зразках з надрізом Шарпі по металу шва. Всі зразки для випробувань вирізали поперек шва, розташовуючи шов по центру зразка. Твердість металу шва і зони термічного впливу вимірювали приладом «Роквелл» з наван-

таженням на сталеву кульку 600 Н за шкалою В при діаметрі кульки 1 мм.

На першому етапі досліджували міцність основного металу і зварних з'єднань сплавів Al-4 % Cu-1 % Li і сплаву 1460 при температурах 20, 77 та 293 К. Зразки для випробувань вирізали із з'єднань, зварених раніше методом ЕПЗ при дослідженні зварюваності цих сплавів [11]. Результати випробувань показані на рис. 2 і 3.

З рис. 2 видно, що тимчасовий опір основного металу сплаву Al-4 % Cu-1 % Li і його зварних з'єднань при зниженні температури випробувань з 293 до 20 К зростає на 180...190 МПа і досягає 650 та 455 МПа відповідно. Тимчасовий опір основного металу сплаву 1460 (див. рис. 3) збільшується з 520 МПа при температурі 293 К до 645 МПа при 20 К. У зварних з'єднань сплаву 1460 ефект низькотемпературного зміцнення вкрай незначний.

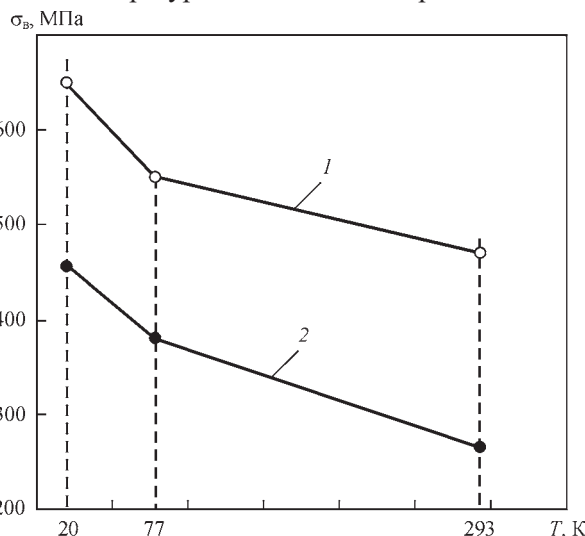


Рис. 2. Тимчасовий опір зразків, виготовлених із основного металу (1) і зварних з'єднань (2) плит сплаву Al-4 % Cu-1 % Li товщиною 40 мм в залежності від температури випробувань

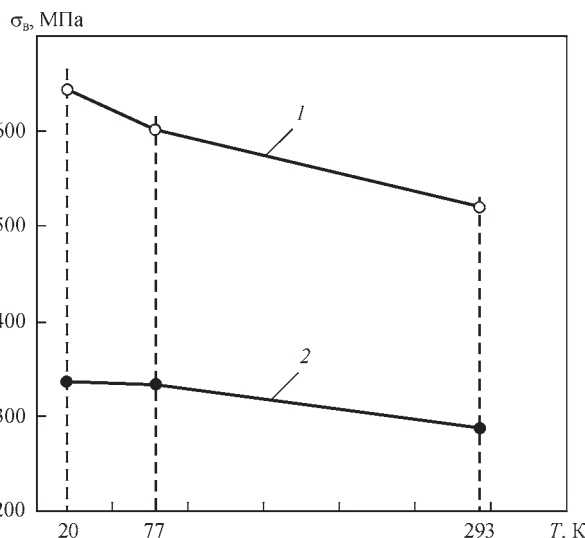


Рис. 3. Тимчасовий опір зразків, виготовлених із основного металу (1) і зварних з'єднань (2) розкатних кілець сплаву 1460 товщиною 72 мм в залежності від температури випробувань

У зв'язку з цим було прийнято рішення при подальших дослідженнях для збільшення міцності зварних з'єднань сплаву 1460 при криогенних температурах зменшити вміст літію та збільшити вміст міді в металі зварних швів. Необхідно відзначити, що при ЕПЗ сплаву Al-4 % Cu-1 % Li метал шва був схильний до утворення мікротріщин [11], що узгоджується з даними, наведеними в роботі [10]. Таким чином, для того, щоб збільшити низькотемпературне зміцнення з'єднань і при цьому не спровокувати утворення гарячих тріщин в металі шва вміст у ньому міді вирішили збільшити до 4 %, а зниження вмісту літію обмежити до 1,5 %.

Традиційним способом зміни складу металу шва при зварюванні плавленням є використання присадних матеріалів. У нашому випадку найбільш підходящим присадним матеріалом з існуючих алюмінієвих сплавів є сплав 1201, тому що він в порівнянні зі сплавом 1460 має підвищений вміст міді (5,8...6,8 %) і не має в своєму складі літію (див. табл. 1).

Плити сплаву 1460 товщиною 40 мм зварювали як з використанням присадного матеріалу зі сплаву 1201, так і без нього. Без присадки зварювали горизонтальні стики горизонтальним променем, а при використанні присадного матеріалу зварювання проводили горизонтальним променем на підйом. Присадний матеріал в зварювальну ванну вводили, використовуючи вставку, яка розплавляється,

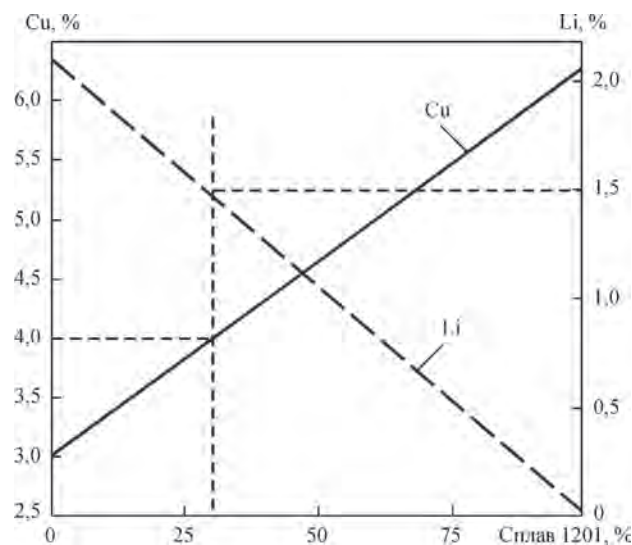


Рис. 4. Залежність розрахункового вмісту міді і літію в металі шва сплаву 1460 від кількості сплаву 1201, який бере участь у формуванні зварювальної ванни при ЕПЗ сплаву 1460 з присадкою 1201 і при ЕПЗ різнойменних сплавів 1460 + 1201

зі сплаву 1201 товщиною 1,8 мм. Як було визначено раніше, зварювальна ванна повинна містити близько 4 % міді і близько 1,5 % літію. З рис. 4 випливає, що для отримання такого хімічного складу у формуванні зварного шва має брати участь близько 30 % присадки зі сплаву 1201.

З огляду на високу пружність парів літію в вакуумі, і як наслідок, його неминучі втрати на випаровування прийняли рішення частку участі сплаву 1201 у формуванні зварювальної ванни обмежити до 25 %. Таким чином, при ширині вставки 1,8 мм ширина зварного шва з паралельними бічними стінками повинна складати близько 8 мм. Режими ЕПЗ наведено в табл. 2.

З метою виключення передчасного розплавлення і витікання з стику матеріалу вставки використовували траєкторію розгортки променя у вигляді півкола при направленні гілок півкола по напрямку зварювання. Амплітуда розгортки становила 3,5 мм. Густина потужності електронного променя розподіляли по траєкторії розгортки таким чином, що на кромки, що зварюються, припадало близько 85 % загальної потужності і близько 15 % на хвостову частину ванни. Параметри розгортки електронного

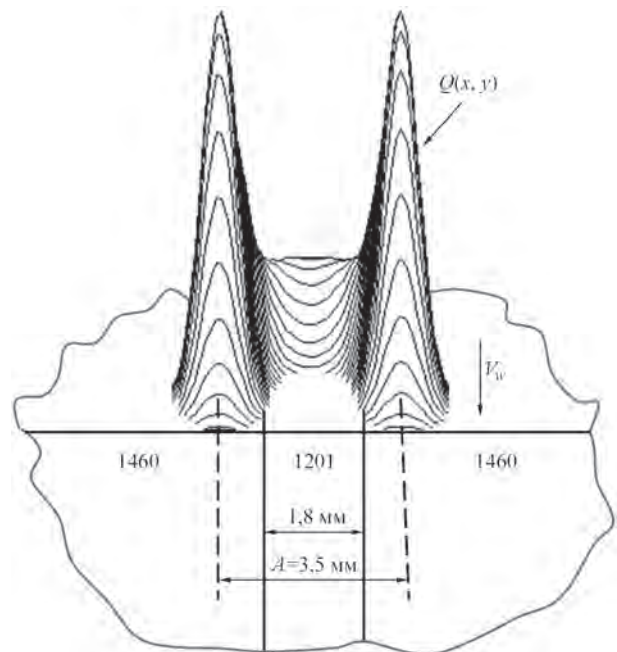


Рис. 5. Схема ЕПЗ стику плит сплаву 1460 з присадкою зі сплаву 1201 ( $Q(x, y)$  – розподіл густини потужності променя;  $V_w$  – напрямку зварювання;  $A$  – амплітуда розгортки променя)

Таблиця 2. Режими ЕПЗ плит сплаву 1460 і плит різнойменних сплавів 1460 + 1201

Матеріал	Товщина, мм	Режим ЕПЗ			
		Швидкість зварювання, мм/с	Прискорююча напруга, кВ	Амплітуда розгортки, мм	Струм променя, мА
1460	40	11	60	1,5	320
1460 з присадкою 1201	40	5,5	60	3,5	250
1460+1201	18	11	30	2,0	350

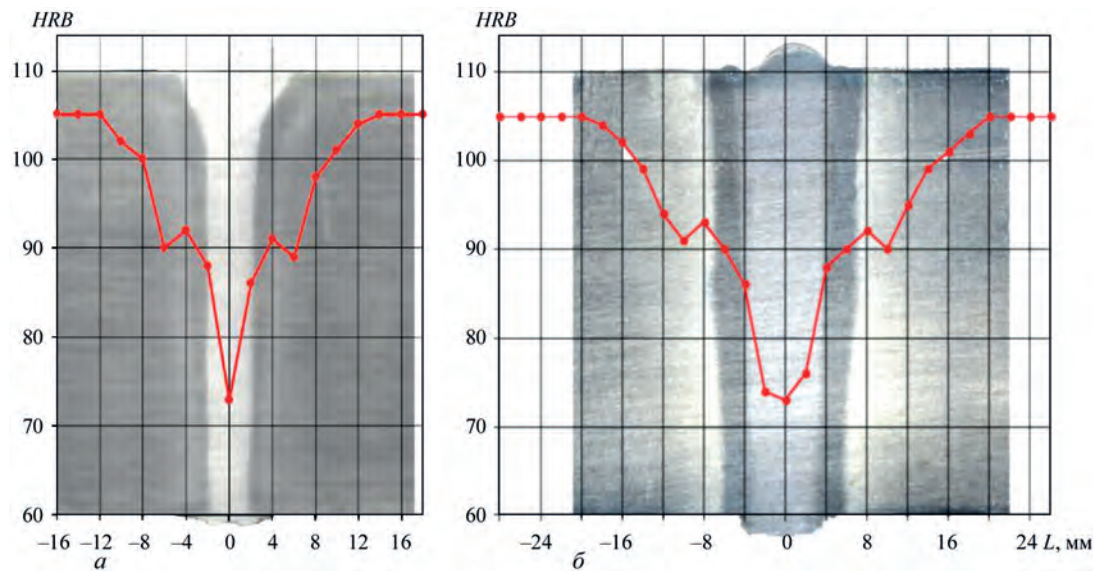


Рис. 6. Поперечні шліфи і розподіл твердості в з'єднаннях плит сплаву 1460 товщиною 40 мм, зварених без присадки (а) та з присадним матеріалом зі сплаву 1201 (б)

променя розраховували за методикою, описаною в роботі [12]. Схема зварювання показана на рис. 5. Поперечні шліфи з'єднань і результати вимірів твердості представлено на рис. 6.

Процес зварювання як з присадним матеріалом, так і без нього протікав стійко, без розбризкування і без витікання рідкого металу. Ширина шва, звареного без присадного матеріалу, становила близько 4 мм, а з присадкою близько 8 мм. Зварні шви мали практично паралельні лінії сплавлення з незначним розширенням у верхній частині. Твердість металу шва становила  $HRB\ 73...76$  і не залежала від хімічного складу шва. Ширина зони термічного впливу (ЗТВ) для шва без присадки становила близько 12 мм. Шов, зварений з присадкою зі сплаву 1201, мав ЗТВ шириною близько 20 мм, що зумовлено розширенням оплавленої зони і більш низькою швидкістю зварювання. Тріщин в зварних швах і зоні термічного впливу не виявили. Хімічний склад основного і присадного металу, а також зварних швів представлено в табл. 3.

Таблиця 3. Хімічний склад металу зварних швів і основного металу при ЕПЗ сплаву 1460 з присадним матеріалом і без нього, а також різноіменних сплавів 1460 + 1201

Місце визначення	Хімічний склад, мас. %			
	Основа	Cu	Li	Sc
Сплав 1460	Al	3,0	2,15	0,08
Сплав 1201	Al	6,3	-	-
Шов сплаву 1460, зварений без присадки	Al	3,0	2,10	0,08
Розрахунковий хімічний склад металу шва при ЕПЗ з присадкою сплаву 1201	Al	4,0	1,5	0,056
Шов сплаву 1460, зварений з присадкою сплаву 1201	Al	3,80	1,45	0,06
Шов різноіменних сплавів 1460 + 1201	Al	4,05	1,35	0,05

Механічні властивості з'єднань сплаву 1460 при кімнатній та криогенних температурах випробувань показано на рис. 7.

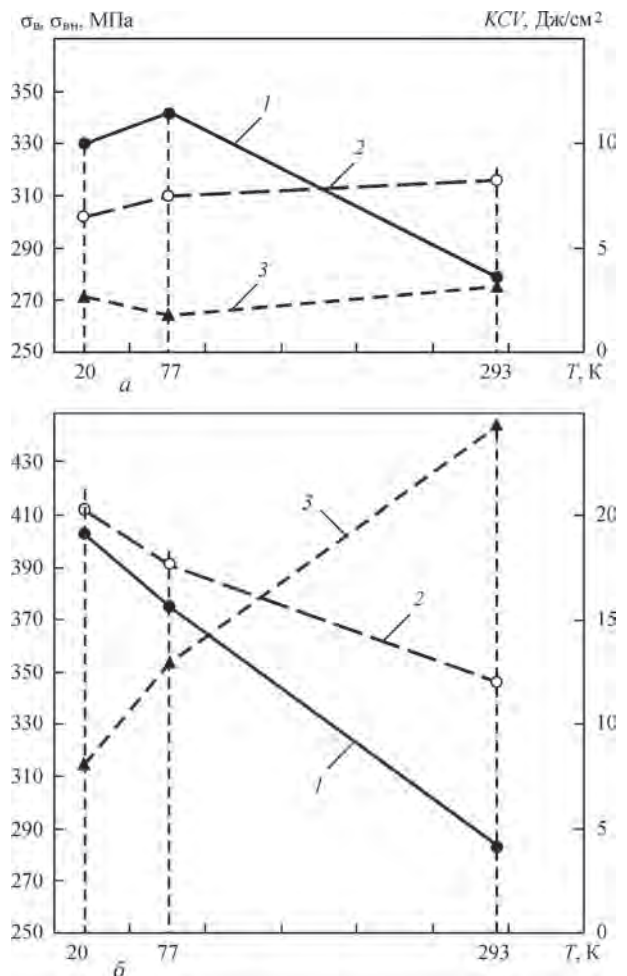


Рис. 7. Залежність механічних властивостей з'єднань сплаву 1460, зварених без присадки (а) і з присадкою зі сплаву 1201 (б) від температури випробувань: 1 – тимчасовий опір гладких зразків ( $\sigma_y$ ); 2 – тимчасовий опір зразків з надрізом ( $\sigma_b$ ); 3 – ударна в'язкість ( $KCV$ )



При зварюванні без присадного матеріалу тимчасовий опір з'єднань при зниженні температури випробувань з 293 до 20 К зростає з 280 до 330 МПа. Тимчасовий опір зразків з надрізом при цьому знижується з 315 до 285 МПа. Це свідчить про зростання чутливості металу шва до концентраторів напружень. Ударна в'язкість металу шва невисока і знаходиться на рівні 2...3 Дж/см<sup>2</sup> у всьому діапазоні випробувань.

Зниження вмісту літію і збільшення вмісту міді в металі шва при зварюванні з присадкою зі сплаву 1201 дає можливість істотно підвищити механічні властивості з'єднань при криогенних температурах. Міцність з'єднань, зварених з присадним матеріалом при температурі 77 К, підвищується на 10 %, а при температурі 20 К на 20 % в порівнянні зі з'єднаннями, звареними без присадки. Так, тимчасовий опір з'єднань при зниженні температури випробувань з 293 до 20 К зростає з 285 до 405 МПа. Зразки без надрізу при температурах випробувань 20 і 77 К зруйнувалися по лінії сплавлення. Тимчасовий опір зразків з надрізом всюди вище тимчасового опору гладких зразків. При використанні присадки зі сплаву 1201 ударна в'язкість металу шва зростає в 3...10 разів. Вона становить 25 Дж/см<sup>2</sup> при температурі 293 К і 7,6 Дж/см<sup>2</sup> при 20 К.

Також були проведені експерименти по ЕПЗ різноманітних сплавів 1460 + 1201. Режим зварювання наведено в табл. 2. Для того, щоб регулювати ступінь участі з'єднуваних сплавів у формуванні зварного шва зазвичай застосовують зміщення електронного променя щодо лінії стику. При ЕПЗ стиків зі сплавів 1460 + 1201 промінь щодо стику не зміщували, а регулювали розподіл густини потужності променя по траєкторії розгортки таким чином, щоб у формуванні шва брало участь 75 % сплаву 1460 і 25 % сплаву 1201. При такому співвідношенні в металі шва розраховували отримати вміст міді близько 4 % і вміст літію близько 1,5 %. Параметри розгортки променя розраховували за методикою, описаною в роботі [12].

Поперечні шліфи з'єднань, результати вимірів твердості і механічні властивості з'єднань сплавів 1460 + 1201 показано на рис. 8 і 9.

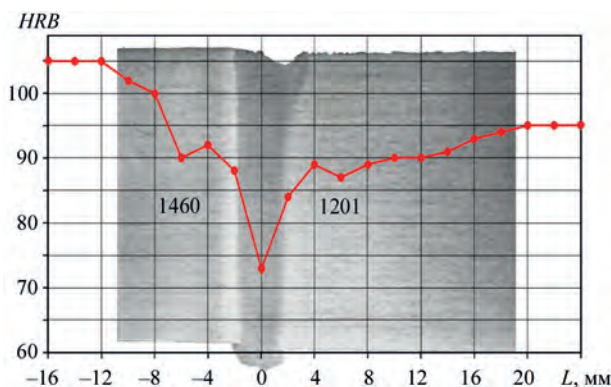


Рис. 8. Поперечний шліф і розподіл твердості в зварному з'єднанні плити сплаву 1460 товщиною 18 мм з плитою сплаву 1201

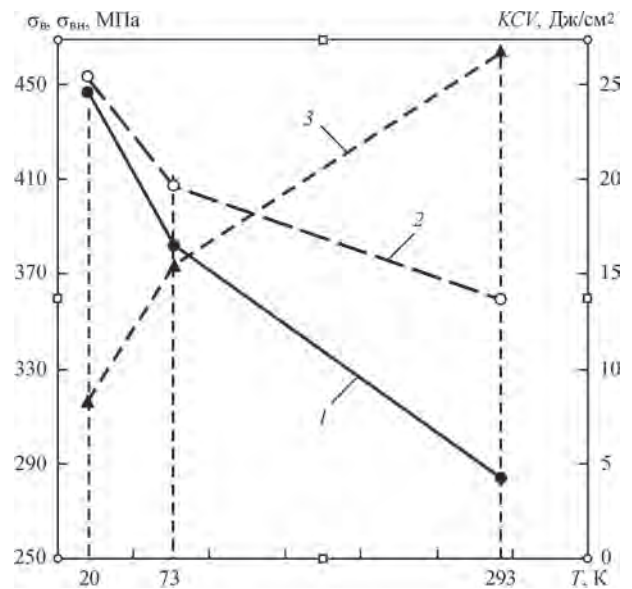


Рис. 9. Залежність механічних властивостей з'єднання плити сплаву 1460 з плитою сплаву 1201 від температури випробувань: 1 – тимчасовий опір гладких зразків ( $\sigma_g$ ); 2 – тимчасовий опір зразків з надрізом ( $\sigma_n$ ); 3 – ударна в'язкість (KCV)

Твердість основного металу сплаву 1460 становить 105 одиниць *HRB* і 95 одиниць *HRB* для сплаву 1201 при твердості металу шва 73 одиниці *HRB*. Ширина ЗТВ з боку сплаву 1460 не перевищує 12 мм, а з боку сплаву 1201 – 20 мм. У металі шва виявлені окремі пори діаметром до 0,5 мм. Несплавлення і тріщини не виявлені. Хімічний склад металу шва наведено в табл. 3.

Тимчасовий опір з'єднань 1460 + 1201 при кімнатній температурі знаходиться на рівні 285 МПа і збільшується до 445 МПа при зниженні температури до 20 К. Ударна в'язкість при цьому знижується з 26 до 8 Дж/см<sup>2</sup>. При всіх температурах випробувань тимчасовий опір зразків з надрізом вище, ніж у гладких зразків, тобто чутливість до концентраторів напружень у металі шва незначна.

## Висновки

1. Механічні властивості зварних з'єднань сплаву 1460 при кімнатній і особливо при криогенних температурах залежать від вмісту міді та літію в металі шва. При збільшенні вмісту міді та зменшенні вмісту літію тимчасовий опір з'єднань при температурах випробувань 20 та 77 К підвищується на 20 і 10 % відповідно. Таку зміну хімічного складу металу шва на практиці можна здійснити, використовуючи в якості присадного матеріалу сплав 1201. Ударна в'язкість металу шва при цьому збільшується в 3...10 разів, а чутливість до концентраторів напружень знижується.

2. Вводити присадний матеріал в зварювальну ванну при ЕПЗ сплаву 1460 доцільно використовуючи вставку, яка розплавляється, зі сплаву 1201. Задовільне формування зварного з'єднання при ЕПЗ з вставкою досягається таким розподілом густини

потужності променя, при якому близько 80 % потужності променя доводиться на кромки, що зварюються, сплаву 1460, а решта 20 % на хвостову частину ванни.

3. Механічні властивості зварних з'єднань різноманітних сплавів 1460 + 1201 при температурах випробувань 20, 77 і 293 К знаходяться на рівні не нижче властивостей з'єднань сплаву 1460, зварених з використанням присадного матеріалу 1201.

## Список літератури

1. Антипов В.В., Вахромов Р.О., Оглодков М.С. и др. (2016) Свариваемые алюминий-литиевые сплавы третьего поколения. Роль фундаментальных исследований при реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 г.». *Сб. докладов III Всероссийской научно-технической конференции. ФГУП «ВИАМ»*, сс. 2–17. <http://www.spsl.nsc.ru/FullText/konfe/VIAM-2016fmm.pdf>
2. Лимаренко А.Л., Сигало В.Г., Литвишко Т.Л. (2002) Свойства и структура высокопрочного свариваемого алюминий-литиевого сплава 1460. *Космична наука і технологія. Додаток*, 8, 1, 123–126.
3. Маслов Г.Г., Макаров Г.С. (1991) Авиационная металлургия на 39 международном салоне авиационной и космической техники. *Технология легких сплавов*, 12, 109–116.
4. Дриц А.М., Крымова Т.В. (1996) Российский высокопрочный свариваемый алюминий-литиевый сплав марки 1460. *Цветные металлы*, 3, 68–73.
5. Каблов Е.Н. (2018) Будущее авиации – за алюминий-литиевыми сплавами. *Редкие земли*. 2 июля 2018. <http://rareearth.ru/ru/pub/20180702/04001.html>
6. Махин И.Д., Николаев В.В., Петровичев П.С. (2014) Исследование свариваемости сплавов В-1469 и 01570С с использованием электронно-лучевой сварки применительно к конструкции перспективного пилотируемого корабля. *Космическая техника и технологии*, 4, 7, 68–75. <https://www.energia.ru/ktt/archive/2014/04-2014/04-09.pdf>
7. Овчинников В.В., Дриц А.М., Курбатова И.А., Гуреева М.А. (2017) Технология сварки алюминий-литиевого деформируемого сплава 1151. *Наукоемкие технологии в машиностроении*, 1, 10–15. <https://riordub.com/temp/bb71c228829aa59ef9893f95ef3f0191.pdf>
8. Labur, T.M., Grinyuk, A.A., Poklyatsky, A.G. (2006) Mechanical Properties of Plasma Welded joints on Aluminium-Lithium alloys. *The Paton Welding J.*, 6, 32–34.
9. Ramulu, M., Rubbert, M.P. (1990) Gas Tungsten Arc Welding of Al-Cu-Li Alloy. *Welding Research Supplement*, March, 109–114.
10. Фридляндер И.Н., Дриц А.М., Крымова Т.В. (1991) Возможность создания свариваемых сплавов на основе системы Al-Cu-Li. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 9. <https://www.viam.ru/public/files/1991/1991-200808.pdf>
11. Бондарев А.А., Скрыбинский В.В., Пещерина С.В., Буткова Е.И. (1991) Особенности электронно-лучевой свар-

ки высокопрочного сплава системы алюминий-медь-литий. *Автоматическая сварка*, 7, 37–40.

12. Скрыбинский В.В., Нестеренков В.М., Русиник М.О. (2020) Электронно-променевое зварювання з програмуванням розподілу густини потужності променя. *Автоматичне зварювання*, 1, 51–56.

## References

1. Antipov, V.V., Vakhromov, R.O., Oglodkov, M.S. et al. (2016) Welded aluminium-lithium alloys of third generation. Role of fundamental studies in realization of strategic directions of development of materials and technologies of their processing for the period up to 2030. *In: Proc. of 3rd All-Russian Sci.-Tekhn. Conf. FGUP VIAM*, 2-17 [in Russian]. <http://www.spsl.nsc.ru/FullText/konfe/%D0%92%D0%98%D0%90%D0%9C-2016%D1%84%D0%BC%D0%BC.pdf>
2. Limarenko, A.L., Sigalo, V.G., Litvishko, T.L. (2002) Properties and structure of high-strength welded aluminium-lithium alloy 1460. *Kosmichna Nauka i Tekhnologiya, Dodatok*, 8, 1, 123-126 [in Russian].
3. Maslov, G.G., Makarov, G.S. (1991) Aviation metallurgy in 39th International Show of Aerospace Engineering. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 12, 109–116 [in Russian].
4. Drits, A.M., Krymova, T.V. (1996) Russian high-strength welded aluminium-lithium alloy of 1460 grade. *Tsvetnye Metally*, 3, 68–73 [in Russian].
5. Kablov, E.N. (2018) *The future of aviation belongs to aluminium-lithium alloys. Redkie Zemli*, 2 June 2018 [in Russian]. <http://rareearth.ru/ru/pub/20180702/04001.html>
6. Makhin, I.D., Nikolaev, V.V., Petrovichev, P.S. (2014) Investigation of weldability of V-1469 and 01570S alloys using electron beam welding for design of advanced manned spaceship. *Kosmicheskaya Tekhnika i Tekhnologii*, 4, 7, 68–75 [in Russian]. <https://www.energia.ru/ktt/archive/2014/04-2014/04-09.pdf>
7. Ovchinnikov, V.V., Drits, A.M., Kurbatova, I.A., Gureeva, M.A. (2017) Technology of welding of aluminium wrought alloy 1151. *Naukoyomkie Tekhnologii v Mashinostroenii*, 1, 10–15 [in Russian]. <https://riordub.com/temp/bb71c228829aa59ef9893f95ef3f0191.pdf>
8. Labur, T.M., Grinyuk, A.A., Poklyatsky, A.G. (2006) Mechanical properties of plasma welded joints on aluminium-lithium alloys. *The Paton Welding J.*, 6, 32–34.
9. Ramulu, M., Rubbert, M.P. (1990) Gas tungsten arc welding of Al-Cu-Li alloy. *Welding Research Suppl.*, March, 109–114.
10. Fridlyander, I.N., Drits, A.M., Krymova, T.V. (1991) Possibility of development of welded alloys based on Al-Cu-Li system. *Metallovedenie i Termich. Obrab. Metallov*, 9 [in Russian]. <https://www.viam.ru/public/files/1991/1991-200808.pdf>
11. Bondarev, A.A., Skryabinsky, V.V., Peshcherina, S.V., Butkova, E.I. (1991) Peculiarities of electron beam welding of high-strength alloy of aluminium-copper-lithium system. *Avtomatich. Svarka*, 7, 37–40 [in Russian].
12. Skryabinsky, V.V., Nesterenkov, V.M., Rusynuk, M.O. (2020) Electron beam welding with programming of beam power density distribution. *The Paton Welding J.*, 1, 51–56.

## MECHANICAL PROPERTIES OF JOINTS OF 1460 ALUMINIUM ALLOY, PRODUCED BY ELECTRON BEAM WELDING WITH FILLER MATERIAL FROM 1201 ALLOY

V.V. Skryabinskii, V.M. Nesterenkov, V.R. Strashko

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The paper presents the results of studying the mechanical properties of joints of 1460 alloy and joints of 1460 + 1201 dissimilar alloys, produced by EBW at room and cryogenic temperatures. It is shown that the strength of joints of 1460 alloy, welded using filler material from 1201 alloy at the temperature of 77 K rises by 10 %, and at the temperature of 20 K - by 20 %, compared with joints welded without filler. Mechanical properties of welded joints of 1460 + 1201 dissimilar alloys at testing temperatures of 20, 77 and 293 K are on the level not lower than those of the joints of 1460 alloy, welded with application of 1201 filler material. Welding technology is described and chemical composition of weld metal is given. 12 Ref., 3 Tabl., 9 Fig.

**Keywords:** electron beam welding, aluminium-lithium alloys, filler material, mechanical properties, welded joints, cryogenic temperatures

Надійшла до редакції 29.11.2020

# ВПЛИВ РЕЖИМІВ ІМПУЛЬСНО-ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ НА ЗМІНУ ПАРАМЕТРІВ ШВА І ЗТВ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

А.В. Завдовсєв<sup>1</sup>, В.Д. Позняков<sup>1</sup>, С.Л. Жданов<sup>1</sup>, М. Rogante<sup>2</sup>, Т. Baudin<sup>3</sup>

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

<sup>2</sup>Rogante Engineering Office, 62012 Civitanova Marche, Italy. E-mail: [main@roganteengineering.it](mailto:main@roganteengineering.it)

<sup>3</sup>Université Paris-Saclay, CNRS, Institut de chimie moléculaire et des matériaux d'Orsay, 91405 Orsay, France.

E-mail: [thierry.baudin@u-psud.fr](mailto:thierry.baudin@u-psud.fr)

Імпульсно-дугове зварювання характеризується періодично змінюваною потужністю дуги та, завдяки своїм особливостям, дозволяє вирішувати складні технологічні питання при створенні унікальних конструкцій, збільшувати продуктивність процесів зварювання при збереженні на високому рівні фізико-механічних властивостей зварних з'єднань. Існує безліч виробників зварювального обладнання, які впровадили в своєму виробництві ідеї застосування імпульсного зварювання, однак дані про вплив імпульсно-дугового зварювання на параметри швів носять розрізнений характер. Для успішного застосування імпульсно-дугового зварювання у сучасному виробництві виникла необхідність в дослідженнях впливу режимів імпульсно-дугового зварювання на параметри швів і ЗТВ в порівнянні зі зварюванням стаціонарно палаючою дугою, виконаних низьколегованими зварювальними матеріалами. Бібліогр. 20, рис. 7.

*Ключові слова:* імпульсно-дугове зварювання, зварювання пульсуючою дугою, зона термічного впливу, низьколеговані зварювальні матеріали

Імпульсно-дугове зварювання якісно відрізняється від традиційного зварювання в захисних газах, а також від ручного дугового зварювання модульованим током [1–5]. Цей процес знаходить все більш широке використання при виготовленні зварних конструкцій з алюмінієвих сплавів, титану та конструкційних сталей міцністю до 500 МПа [6, 7]. Пояснюється це тим, що при імпульсно-дуговому зварюванні розширюються можливості управління процесами плавлення і переносу електродного металу в різних просторових положеннях, поліпшується формування швів, зменшуються об'єми перемішування електродного металу з основним металом та розміри зони термічного впливу [8–16]. Саме з цим пов'язано те, що такі відомі фірми, як Fronius (Австрія), Bohler (Німеччина), ESAB (Швеція), EWM (Німеччина) та інші, значну увагу в своїй діяльності приділяють розробці та виготовленню обладнання для реалізації і розширення можливостей імпульсно-дугового процесу зварювання в захисних газах. Значно слабше в технічній літературі висвітлюються питання щодо впливу параметрів ІДЗ на термічні процеси, які відбуваються в металі ЗТВ зварних з'єднань, оскільки вони позначаються на структурі та механічних властивостях даного металу, на його опірності утворенню холодних тріщин і крихкому руйну-

ванню, тощо. Окрім того існують відмінності у керуванні режимами імпульсно-дугового зварювання у різних виробників. Саме невизначеність цих питань стримує застосування імпульсно-дугового зварювання в захисних газах при виготовленні металевих конструкцій із сталей, які чутливо реагують на термічні процеси та схильні до гартування. Тому на даному етапі в роботі проведені дослідження впливу режимів імпульсно-дугового зварювання з використанням джерела живлення еwm Phoenix Pulse 501 на формування шву, термічні цикли зварювання та механічні властивості зварних з'єднань низьколегованих сталей.

**Методика експерименту.** Для вирішення поставленого в роботі завдання на першому етапі проводили наплавлення низьколегованим зварювальним дротом G3Si1 діаметром 1,2 мм, який є аналогом відомого дроту марки Св-08Г2С. Наплавлення здійснювали на пластини товщиною 10 мм зі сталі 09Г2С. Із пластин з наплавленням виготовлялися шліфи, на яких проводили вимірювання параметрів швів і ЗТВ. Геометричні параметри швів визначалися шляхом оцифрування та застосування спеціального програмного забезпечення AxioVision 4.6. Для виявлення ЗТВ шліфи піддавали макротравленню розчином хлорного заліза. Запис ТЦЗ ділянки перегріву ЗТВ проводився з

Завдовсєв А.В. – <https://orcid.org/0000-0003-2811-0765>, Позняков В.Д. – <https://orcid.org/0000-0001-8581-3526>, Жданов С.Л. – <https://orcid.org/0000-0003-3570-895X>, Rogante M. – <https://orcid.org/0000-0002-6846-0826>, Baudin T. – <https://orcid.org/0000-0002-6765-360X>

© А.В. Завдовсєв, В.Д. Позняков, С.Л. Жданов, М. Rogante, Т. Baudin, 2020



використанням хромель-алюмелевих термопар діаметром 0,5 мм, які встановлювали на ділянки ЗТВ, що нагрівалися до температури 1200 °С.

До ключових параметрів імпульсно-дугового зварювання відносяться: струм імпульсу ( $I_i$ ), струм паузи ( $I_n$ ), час імпульсу ( $t_i$ ), час паузи ( $t_n$ ). Для спрощення характеристики імпульсного процесу прийняті усталенні допоміжні параметри: середній ( $I_{cp}$ ) та ефективний струм зварювання ( $I_{ef}$ ), скважність ( $\delta$ ) та частота ( $f$ ). Для оцінки впливу режимів імпульсно-дугового зварювання на параметри шва обрано такі режими: зварювальний струм  $I_{cp} = 120, 140, 160, 180, 200, 220$  А, напруга  $U = 21, 22, 24, 26, 28, 30$  В, швидкість зварювання 15 м/год, захисний газ – суміш  $Ar + 18\% CO_2$ . В якості джерела струму використовувався випрямляч інверторного типу марки ewm Phoenix Pulse 501, який забезпечує різну частоту проходження імпульсів. Параметри імпульсно-дугового зварювання скважність та частота імпульсів для джерела живлення ewm Phoenix Pulse 501, при роботі в імпульсному режимі, запрограмовані виробником, користувач має можливість керувати лише величиною середнього струму зварювання. Тому в подальшому ми оперуємо величиною середнього струму зварювання при імпульсно-дуговому зварюванні. Слід зауважити, що зі збільшенням середнього струму зварювання зростає частота  $f$  від 89 до 153 Гц та скважність  $\delta$  від 0,2 до 0,36.

Для визначення зварювально-технологічних характеристик (рис. 1) джерела струму було використано цифровий осцилограф UTD2000CEX-II, який дозволяє проводити фіксацію вольт-амперної характеристики в широких діапазонах. Для запису осцилограм використовували шунт 75ШСМ з опором 150 мкОм, що дозволяє реєструвати струм зварювання до 500 А.

За частотою проходження імпульсів відрізняють імпульсно-дугове зварювання ( $f \geq 25$  Гц) та зварювання пульсуючою дугою ( $f \leq 25$  Гц) [17–20]. З використанням пульсуючої дуги підбирали оптимальні режими пульсації. В цьому випадку режим зварювання був наступним: зварювальний струм імпульсу  $I_i = 140$  А, ток паузи (базовий струм) складав 80 % від струму імпульсу  $I_n = 112$  А; напруга на дузі в імпульсі  $U_i = 22$  В, напруга на дузі в паузі  $U_n = 18$  В, швидкість зварювання  $v_{zb} = 15$  м/год, при цьому варіювали час імпульсу  $t_i$  та час паузи  $t_n$ , а також силу струму в паузі.

На другому етапі, для оцінки впливу імпульсно-дугового зварювання на механічні властивості зварних з'єднань низьковуглецевих сталей S460M та 14X2ГМР були заварені зразки. Механізоване зварювання в захисних газах ( $Ar + 18\% CO_2$ ) з'єднань сталі S460M та 14X2ГМР товщиною 16 мм з V-подібним розкриттям кромки дротом суцільного перерізу G3Si1 та Св-10ХН2ГСМФТЮА діаметром 1,2 мм відповідно. Кореневі проходи при зварюванні цих сталей виконували на мідній підкладці. Зварювання з використанням традиційного процесу (дугою, яка горить стаціонарно), виконували на режимі:  $I_{zb} = 180...200$  А,  $U_d = 26$  В,  $v_{zb} = 15...18$  м/год. Режим автоматизованого імпульсно-дугового зварювання був наступним:  $I_{cp} = 220...240$  А,  $U_d = 26...28$  В,  $v_{zb} = 14...21$  м/год.

З метою проведення механічних випробувань і визначення ударної в'язкості металу ЗТВ виготовляли стандартні зразки. Для випробування на статичний (короточасний) розтяг із сталі механічним способом виготовляли зразки типу II відповідно до ГОСТ 6996-96 (по 3 зразки на кожну швидкість охолодження). Випробування виконували по ГОСТ 6996-66 при температурі 20 °С. Ударна в'язкість визначалася при випробуванні зраз-

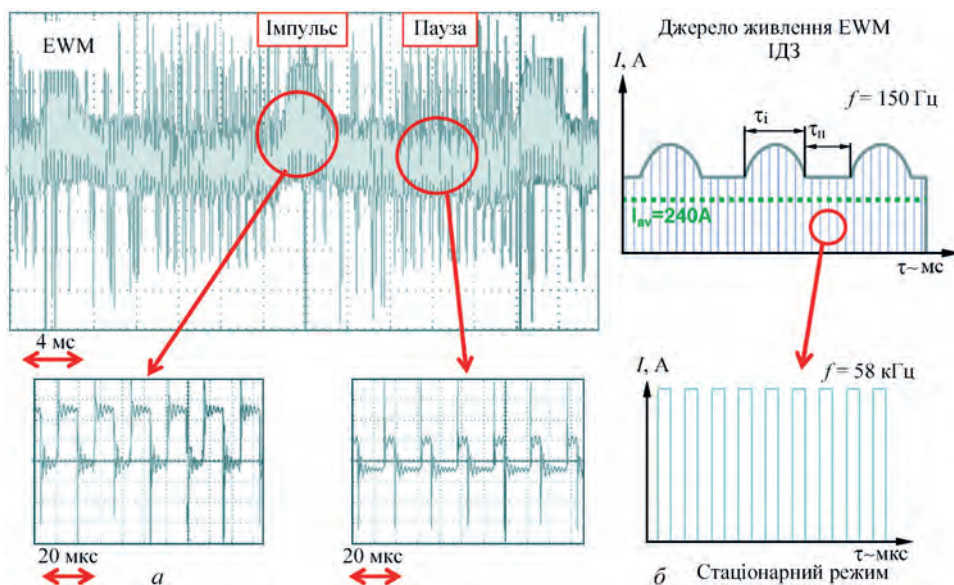


Рис. 1. Осцилограма зварювального струму для імпульсного режиму: а – осцилограма у реальному часі; б – схематичне зображення

ків Шарпі з гострим надрізом (ГОСТ 9454-78) при температурах випробування  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Опірність до утворення холодних тріщин визначали з використанням технологічних проб Теккен.

**Отримані результати та їх обговорення.** Імпульсно-дугове зварювання. При порівнянні стаціонарного і імпульсно-дугового режимів зварювання чітко видно, що при імпульсно-дуговому зварюванні валик шва більш однорідний і рівномірний без слідів розбризкування. Вимірювання втрат металу на розбризкування показали, що при імпульсно-дуговому зварюванні вони зменшуються на порядок, від 0,7 % при стаціонарному процесі до 0,07 % при імпульсно-дуговому зварюванні.

Аналіз поперечного перерізу наплавлень (рис. 2), виконаних на різних режимах, показав, що глибина проплавлення при імпульсно-дуговому зварюванні

збільшується в порівнянні зі стаціонарним процесом зварювання на таких же режимах. При цьому форма проплавлення шва при імпульсно-дуговому зварюванні значно відрізняється від процесу, який виконувався стаціонарно палаючою дугою.

Кількісний аналіз показав, що зі збільшенням струму зварювання ширина шва також збільшується. Характер зміни цієї величини однаковий як для зварювання стаціонарно палаючою дугою, так і для імпульсно-дугового зварювання. Аналогічна залежність спостерігається і для висоти шва. Що стосується глибини проплавлення, то в цілому із зростанням зварювального струму вона збільшується, але в разі імпульсно-дугового зварювання глибина проплавлення практично в два рази більше, ніж у випадку зварювання стаціонарно палаючою дугою (рис. 3). Також при імпульсно-дуговому

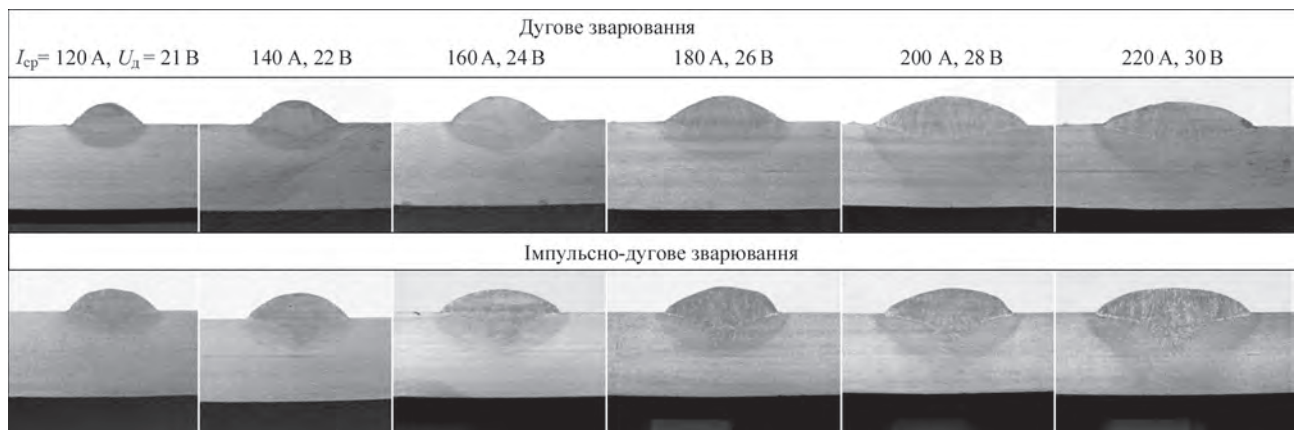


Рис. 2. Зовнішній вид макрошліфів

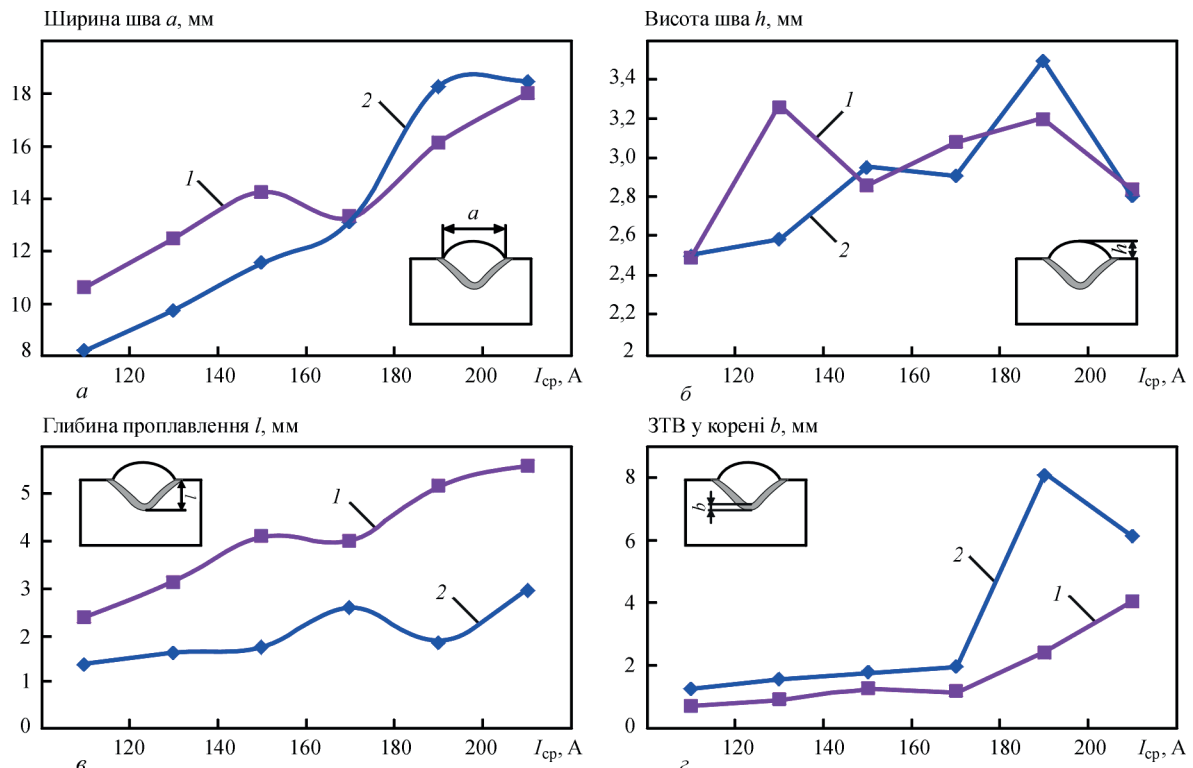


Рис. 3. Кількісні характеристики параметрів швів, виконаних імпульсно-дуговим та дуговим зварюванням: 1 – імпульсно-дугове; 2 – дугове

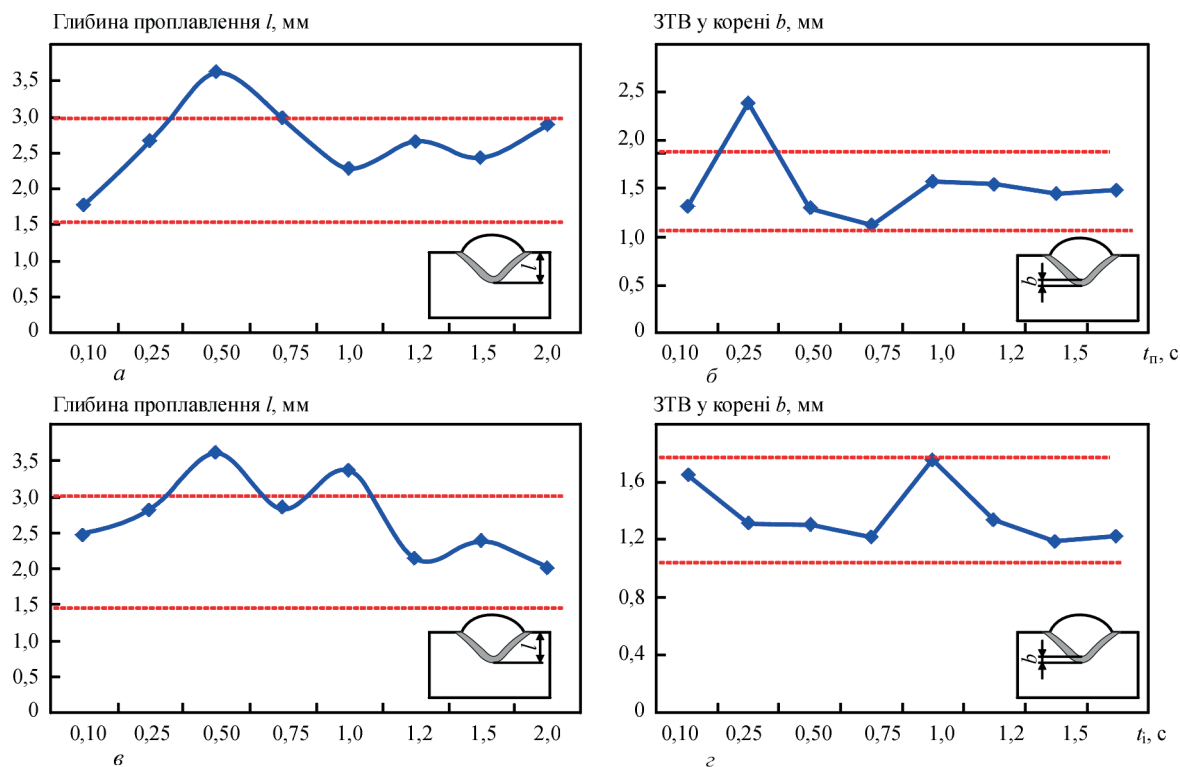


Рис. 4. Кількісні характеристики параметрів швів, виконаних зварюванням пульсуючою дугою:  $a$ ,  $b$  – час імпульсу фіксований  $t_i = 0,5$  с;  $z$  – час паузи фіксований  $t_n = 0,5$  с

зварюванні площа поперечного перерізу шва перевершує дані показники для зварювання стаціонарно палаючої дугою. Величина ЗТВ під грибок порівняна для обох видів зварювання, а в корені шва ЗТВ при імпульсно-дуговому зварюванні – менше (рис. 3).

**Пульсуюча дуга.** За даними експерименту встановлено, що із зростанням струму паузи ширина шва збільшується, при цьому меншим значенням шпаруватості відповідає більші значення ширини шва (рис. 4). Висота шва рівномірно збільшується з ростом струму паузи. Зміна глибини проплавлення має подібні закономірності, тобто з ростом струму паузи збільшується. Зміна параметрів ЗТВ під грибок носить монотонний характер. Менша

шпаруватість відповідає великим значенням ширини ЗТВ. Важливо відзначити, що середні значення ЗТВ під грибок нижче, ніж при зварюванні стаціонарно палаючої дугою і імпульсно-дуговому зварюванні. Схожі закономірності спостерігаються і для ЗТВ як в корені шва (рис. 4, б), так і у поверхні шва.

При режимі зварювання зі струмом імпульсу  $I_i = 140$  А і струмом паузи  $I_n = 112$  А (фіксований час імпульсу 0,5 с) з ростом часу паузи, тобто зі зменшенням частоти  $f$  та скважності  $\delta$ , збільшується висота шва, дещо зменшується ширина шва і зменшується ширина ЗТВ, а глибина проплавлення при  $t_n = 0,5$  збільшується, а надалі практично не змінюється. У разі фіксації часу паузи (0,5 с)

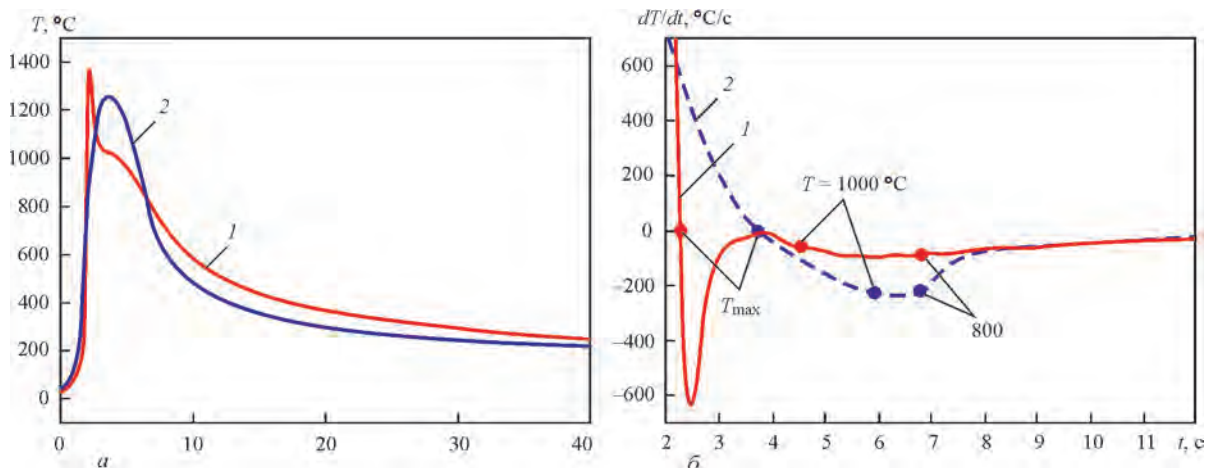


Рис. 5. Термічні цикли зварювання (а) та швидкість зміни температури (б) для імпульсно-дугового зварювання (1) та дугового зварювання (2)



і збільшення часу імпульсу, тобто зі збільшенням частоти  $f$  та скважності  $\delta$ , глибина проплавлення також спочатку збільшується, а надалі стабілізу-

ється, але підтвердження цього факту потребує додаткових досліджень. Ширина ЗТВ змінюється нелінійно, та у випадку фіксованого часу імпуль-

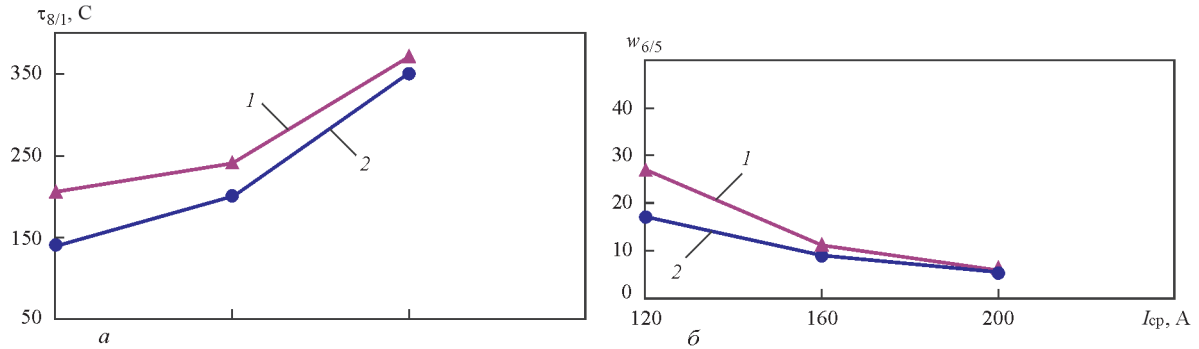


Рис. 6. Зміна часу (а) і швидкості (б) охолодження ділянки перегріву металу ЗТВ при імпульсно-дуговому зварюванні (2) і зварюванні стаціонарною дугою (1) зі швидкістю 15 м/год

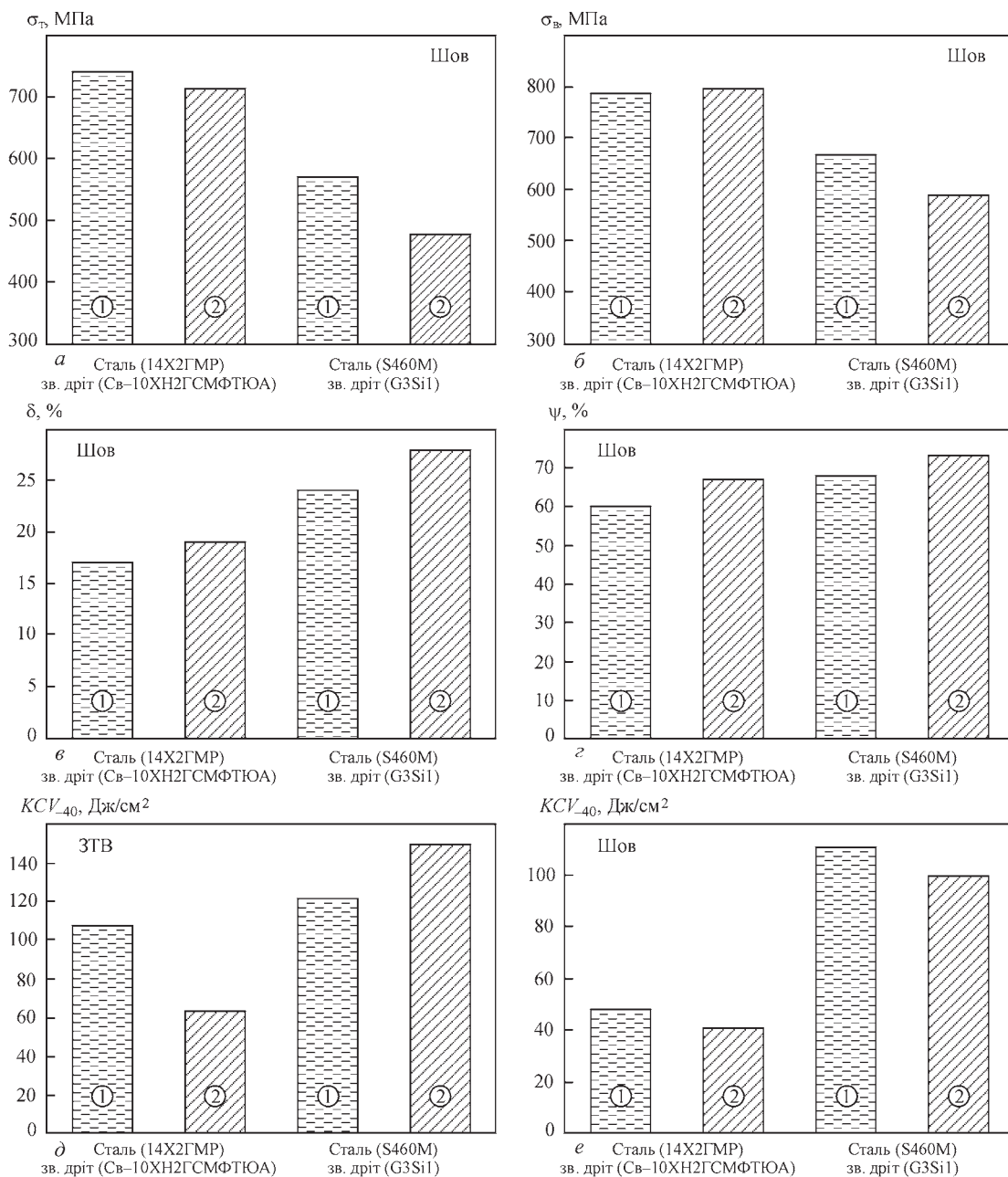


Рис. 7. Механічні властивості зварних з'єднань низьковуглецевих високоміцних сталей марки 14Х2ГМР та S460М при імпульсно-дуговому зварюванні (1) та дуговому зварюванні (2)

су менша ніж у разі зварювання стаціонарно палаючою дугою. У випадку фіксації часу паузи та збільшення часу імпульсу ширина ЗТВ більша ніж для імпульсно-дугового зварювання та менша ніж для зварювання стаціонарно палаючою дугою.

Аналіз термічних циклів зварювання дозволив встановити такі особливості: при імпульсно-дуговому зварюванні швидкість зростання температури металу ділянки перегріву ЗТВ більше, ніж у разі зварювання стаціонарною дугою; у високотемпературній області від 1350 до 1000 °C охолодження металу при імпульсно-дуговому зварюванні відбувається швидше, а в області температур менше 1000 °C – повільніше (рис. 5). Більш детальний аналіз впливу режимів імпульсного зварювання на швидкість охолодження металу ЗТВ наведено на рис. 6. З наведених даних видно, що швидкість охолодження металу в інтервалі температур найменшій стійкості аустеніту 600...500 °C для імпульсно-дугового зварювання менше у 1,5 рази, ніж в разі зварювання стаціонарною дугою, а час охолодження металу в інтервалі температур 800...100 °C  $\tau_{8/1}$  має близькі значення. Особливості протікання ТЦЗ при імпульсно-дуговому зварюванні, виявлені з графіку похідної (рис. 5), дозволили підтвердити, що швидкість охолодження металу на ділянках ЗТВ, які нагріваються до температур вище 1000 °C більша, ніж при зварюванні дугою, що горить стаціонарно. В ЗТВ, де метал нагрівається до температур нижче ніж 1000 °C, швидкість охолодження металу менша, ніж при зварюванні дугою, що горить стаціонарно. Це сприяє протіканню дифузійних процесів під час структурних перетворень і, як наслідок, формуванню змішаної бейнітно-мартенситної структури.

Зміна умов охолодження, що спостерігаються при переході від зварювання стаціонарно палаючою дугою до імпульсно-дугового зварювання дозволяють припустити, що при даному процесі зварювання в металі ЗТВ високоміцних сталей з  $\sigma_{0,2} > 600$  МПа буде формуватися більш сприятлива структура з високою стійкістю до утворення холодних тріщин і до крихкого руйнування. Роботи з цього напрямку будуть результатом наших подальших досліджень.

Механічні властивості зварних з'єднань наведено на рис. 7. Дослідження впливу імпульсно-дугового зварювання на механічні властивості зварних з'єднань низьковуглецевих високоміцних сталей марок S460M та 14X2ГМР показали, що імпульсно-дугове зварювання дозволяє отримати більші значення статичної міцності металу шву зі збереженням високого рівня пластичності. При цьому значення ударної в'язкості  $KCV_{40}$  при температурі випробувань -40 °C як для металу шву

так і для металу ЗТВ перевищують показники, отримані при зварюванні стаціонарно палаючою дугою. Таким чином, за умов імпульсно-дугового зварювання досягаються кращі значення експлуатаційних характеристик, а значення енергії удару перевищують вимоги EN 10025-2  $KCV_{20} \geq 27$  Дж.

Результати випробувань зварних з'єднань, які виконувалися з використанням технологічних проб Теккен, свідчать про достатньо високий опір утворенню холодних тріщин сталі S460M як при імпульсно-дуговому зварюванні, так і при дуговому зварюванні без підігріву. Щодо більш міцних сталей, таких як 14X2ГМР, то підвищити опір уповільненому руйнуванню зварних з'єднань як при імпульсно-дуговому зварюванні, так і при зварюванні стаціонарною дугою, можливо за рахунок попереднього підігріву до температур 90...100 °C.

## Висновки

Комплексними дослідженнями впливу режимів імпульсно-дугового зварювання, з використанням джерела живлення ewm Phoenix Pulse 501, на формування шва, термічні цикли зварювання та механічні властивості зварних з'єднань низьколегованих сталей встановлено:

- імпульсно-дугове зварювання у зазначених діапазонах частот та скважності дозволяє зменшити величину розбризкування металу, ширину зони термічного впливу, збільшити глибину проплавлення (практично в 2 рази) в порівнянні зі зварюванням дугою, що горить стаціонарно. Швидкість охолодження металу ЗТВ в інтервалі температур 600...500 °C при цьому зменшується практично в 1,5 рази;

- використання зварювання пульсуючою дугою дозволяє розширити можливості керування формоутворенням шва та збільшити ширину шва і зменшити ширину ЗТВ в порівнянні зі зварюванням стаціонарно палаючою дугою;

- показано, що метал швів та ЗТВ зварних з'єднань сталей S460M та 14X2ГМР, виконаних імпульсно-дуговим зварюванням, мають достатній опір до утворення холодних тріщин та більші показники статичної міцності зі збереженням високого рівня пластичності металу швів.

## Список літератури/References

1. Poznyakov, A.A., Zavdoveev, A.V., Gajvoronsky, A.A., Denisenko A.M. (2018) Effect of pulsed-arc welding modes on the change of weld metal and haz parameters of welded joints produced with Sv-08kh20N9G7T wire. *The Paton Welding J.*, 9, 7–12.
2. Palani, P.K., Murugan, N. (2006) Selection of parameters of pulsed current gas metal arc welding. *J. of Materials Processing Technology*, 172, 1–10.
3. Tong, H., Ueyama, T. et al. (2001) Quality and productivity improvement in aluminium alloy thin sheet welding using alternating current pulsed metal inert gas welding system. *Sci. Technol. Weld. Join.*, 6, 4, 203–208.

4. Needham, J.C., Carter, A.W. (1965) Material transfer characteristics with pulsed current. *Brit. Welding J.*, **5**, 229–241.
5. Rajasekaran, S. (1999) Weld bead characteristics in pulsed GMA welding of Al–Mg alloys. *Welding J.*, **78**, **12**, 397–407.
6. Zavdoveev, A., Rogante, M., Poznyakov, V. et al. (2020) Development of the PC-GMAW welding technology for TMCP steel in accordance with welding thermal cycle, welding technique, structure and properties of welded joints. *Reports in Mechanical Engineering*, **1**, **1**, 26–33.
7. Zavdoveev, A., Poznyakov, V., Kim, H.S. et al. (2020) PCGMAW effect on the welding thermal cycle and weld metal geometry for high strength steels. *International J. of Engineering and Safety Sciences*, **1**, 5–16.
8. Murray, P.E. (2002) Selecting parameters for GMAW using dimensional analysis. *Welding J.*, **81**, **7**, 125–131.
9. Amin, M., Ahmed N. (1987) Synergic control in MIG welding 2-power current controllers for steady dc open arc operation. *Metal Construction*, June, 331–340.
10. Amin, M. (1983) Pulse current parameters for arc stability and controlled metal transfer in arc welding. *Ibid*, May, 272–377.
11. Lambert, J.A. (1989) Assessment of the pulsed GMA technique for tube attachment welding. *Welding J.*, **68**, **2**, 35–43.
12. Essers, W.G. Van Gompal (1984) Arc control with pulsed GMA welding. *Ibid*, **64**, **6**, 26–32.
13. Amin, M. (1981) Synergetic pulse MIG welding. *Metal Construction*, **6**, 349–353.
14. Dorn, L., Devakumaran, K., Hofmann, F. (2009) Pulsed current gas metal arc welding under different shielding and pulse parameters. Part 2. Behaviour of metal transfer. *ISIJ international*, **49**, **2**, 261–269.
15. Патон Б.Е., Потапьевский А.Г., Подола Н.В. (1964) Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом с программным регулированием процесса. *Автоматическая сварка*, **1**, 2–6.
16. Paton, B.E., Potapievsky, A.G., Podola, N.V. (1964) Consumable electrode pulsed-arc welding with programmed adjustment of process. *Avtomatich. Svarka*, **1**, 2–6 [in Russian].
17. Tomoyuki Ueyama (2013) Trends in developments in gas shielded-arc welding equipment in Japan. *Ibid.*, **10**, 51–58.
18. Лашченко Г.И. (2006) *Способы дуговой сварки стали плавящимся электродом*. Киев, Екотехнологія.
19. Lashchenko, G.I. (2006) *Methods of consumable electrode arc welding of steel*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
20. Zhuo, Y., Yang, C., Fan, C. et al. (2020) Grain refinement of wire arc additive manufactured titanium alloy by the combined method of boron addition and low frequency pulse arc. *Materials Sci. and Eng: A*, 140557. doi:10.1016/j.msea.2020.140557
21. Saraev, Y.N., Solodskiy, S.A., Ulyanova, O.V. (2016) Improving Processes of Mechanized Pulsed Arc Welding of Low-Frequency Range Variation of Mode Parameters, *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.* **127**, 12019. https://doi.org/10.1088/1757-899x/127/1/012019.
22. Chen, C., Fan, C., Cai, X. et al. (2019) Arc characteristics and weld appearance in pulsed ultrasonic assisted GTAW process. *Results Phys.*, **15**, 102692. https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.rinp.2019.102692.

## INFLUENCE OF PULSED-ARC WELDING CONDITIONS ON CHANGE OF PARAMETERS OF WELD AND HAZ OF WELDED JOINTS AND MECHANICAL PROPERTIES OF LOW-ALLOY STEELS

A.V. Zavdoveev<sup>1</sup>, V.D. Poznyakov<sup>1</sup>, S.L. Zhdanov<sup>1</sup>, M. Rogante<sup>2</sup>, T. Baudin<sup>3</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

<sup>2</sup>Rogante Engineering Office, 62012 Civitanova Marche, Italy. E-mail: main@roganteengineering.it

<sup>3</sup>Université Paris-Saclay, CNRS, Institut de chimie moléculaire et des matériaux d'Orsay, 91405 Orsay, France.

E-mail: thierry.baudin@u-psud.fr

Pulsed-arc welding is characterized by a periodical changing in arc power and, due to its features, allows solving complex technological problems while creating unique structures, increasing efficiency of welding processes while maintaining a high level of physical and mechanical properties of welded joints. There are many manufacturers of welding equipment, that introduced the idea of using pulsed welding in their production, but data on the impact of pulsed-arc welding on the parameters of the welds differ. For the successful application of pulsed-arc welding in modern production, it became necessary to study the influence of pulsed-arc welding conditions on the parameters of welds and HAZ as compared to stationary welding using burning arc, made of low-alloy welding materials. 20 Ref., 7 Fig.

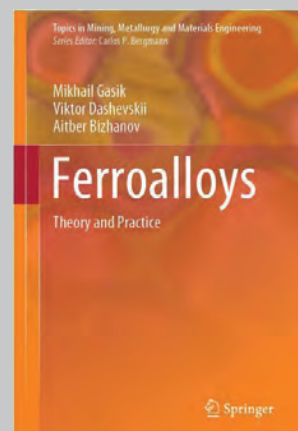
**Keywords:** *pulsed-arc welding, pulsating arc welding, heat-affected-zone, low-alloy welding materials*

Надійшла до редакції 29.10.2020

### Нова книга

Видавництво «Springer» (Швейцарія) у 2020 р. випустило нову книгу «Феросплави: теорія та практика» (англ. мовою, 530 с.) колективом авторів (Гасик М.І., Дашевський В.Я., Біжанов А.М.) під редакцією академіка НАН України, професора Михайла Івановича Гасика. У книзі систематизовано як базові аспекти теорії виробництва феросплавів (фізико-хімічні засади високотемпературних карбо-, сіліко- і алюміно-термічних процесів), так і практика технології феросплавів з кремнієм, марганцем, хромом, з молібденом, ванадієм, титаном, ніобієм, цирконієм, алюмінієм, лужноземельними і рідкоземельними металами, бором, нікелем, кобальтом, фосфором, селеном та телуrom (включаючи характеристики шихтових матеріалів і технологічні параметри процесів). Розглянуто технології виробництва електродів і пічного обладнання для феросплавної промисловості, а також питання переробки відходів і методи вирішення екологічних задач у сучасному виробництві феросплавів.

Книгу можна отримати у друкованому або електронному виді (PDF, EPUB). Книгу рекомендовано спеціалістам і науковцям працюючим у галузі міжнародного феросплавного виробництва і технологій.





# РОЗРОБКА ДИСТАНЦІЙНО КЕРОВАНОГО ОБЛАДНАННЯ ТА ТЕХНОЛОГІЇ ЛАЗЕРНОГО ЗВАРЮВАННЯ ДЛЯ РЕМОНТУ І ВІДНОВЛЕННЯ ПРАЦЕЗДАТНОСТІ ПАРОГЕНЕРАТОРІВ АЕС

В.Д. Шелягін, А.В. Бернацький, О.В. Сіора, В.А. Курило, О.М. Сучек

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)

Зварювали контрольні прямолінійні стикові з'єднання з листових заготовок зі сталей 10X18H10T та 10X17H13M3T в вертикальному просторовому положенні з неповним проваром по товщині; виконували візуальний та радіографічний контроль, металографічні дослідження та визначали мікротвердість зварних з'єднань. Визначали параметри технологічних режимів зварювання досліджуваних кільцевих зварних з'єднань. Критерієм відбору доцільних параметрів режимів лазерного зварювання кільцевих стикових зварних з'єднань служили умови відповідності вимогам категорії якості «високий В» стандарту ДСТУ EN ISO 13919–1:2015. В результаті роботи показано, що місце початку зварювання впливає на розміри ділянки шва, на якій процес зварювання стабілізується та досягається задана глибина провару. Розроблені авторами технологічні прийоми відпрацьовано на зразках-імітаторах при проведенні дослідно-промислових випробувань на макеті дистанційно керованого обладнання, створеного для ремонту та відновлення працездатності парогенераторів типу ПГВ-1000М. Бібліогр. 18, табл. 2., рис. 9.

*Ключові слова:* ремонт парогенератора АЕС, теплообмінні трубки, лазерне зварювання, технологія, обладнання

Теплообмінні апарати призначені для обміну тепловою енергією між двома або декількома середовищами та широко застосовуються в енергетиці, харчовій, хімічній та інших галузях промисловості. У конструкціях теплообмінних апаратів для одержання високих експлуатаційних властивостей досить часто застосовують комбіновані вузли з різномірних металів, що дозволяє більш повно реалізувати переваги кожного з них. При цьому також постає складна задача виготовлення та ремонту таких конструкцій, оскільки, при необхідності застосування технологій зварювання, потребує вирішення задача зварювання різномірних металів. Її вирішення є більш складним у порівнянні зі зварюванням однорідних матеріалів [1–3]. Прикладом необхідності виконання такого зварювання є встановлення заглушок для герметизації теплообмінних труб у колекторах парогенераторів типу ПГВ-1000М для їх ремонту.

В Україні на чотирьох діючих атомних електростанціях (АЕС) експлуатується 15 атомних енергоблоків, з яких 13 типу ВВЕР-1000 і два – ВВЕР-440, загальною встановленою потужністю 13835 МВт [4]. Парогенератор горизонтального типу ПГВ-1000М (далі ПГ) є складовою частиною циркуляційного контуру АЕС з водо-водяним енергетичним реактором ВВЕР-1000 та призначений для вироблення насиченої пари у складі енергоблоку АЕС [5]. В даний час на АЕС України експлуатуються 52 горизонтальних ПГ, напрацювання яких складає

від 10 до 130 тис. год [6]. Корпус ПГ у середній частині зварений з двома вертикальними колекторами першого контуру, призначеними для з'єднання з 11000 теплообмінними трубами (ТОТ), зігнутими в U-подібні зміювки [5]. Трубний пучок з елементами дистанціювання і кріплення займає близько 78 % площі частини поперечного перерізу корпусу парогенератора. ТОТ в пучках розміщені в шаховому порядку з кроками 19 мм по висоті і 23 мм по ширині між осями [7], а мінімальна відстань між зовнішніми стінками ТОТ становить 6 мм (рис. 1). Корпус колектору парогенератора виготовлений зі сталі 10ГН2МФА. Внутрішня поверхня колекторів плакована антикорозійним аустенітним наплавленням (1-й шар – ЗІО-8, 2-й шар – ЭА 898/21Б), товщина кожного шару складає близько 3 мм.

Кінці зміювиків на ПГ, виготовлених до 1990 р., закладались в отвори колектору з подальшим вальцюванням на всю глибину закладення методом вибуху [7]. Кінці зміювиків на ПГ, виготовлених з 1990 р., вальцювалися після закладення у отворах колектору методом гідророздачі і механічного довальцювання вихідної ділянки. Торці зміювиків в обох варіантах були зварені з антикорозійним наплавленням колектору аргондуговим способом.

В процесі експлуатації ПГ виявлялись різні випадки їх руйнування [5–8]. Однією з найважливіших умов безпечної експлуатації енергоблоків з реакторами типу ВВЕР є відсутність протікання

Шелягін В.Д. – <https://orcid.org/0000-0001-8153-6533>, Бернацький А.В. – <https://orcid.org/0000-0002-8050-5580>, Сіора О.В. – <https://orcid.org/0000-0003-1927-790X>, Курило В.А. – <https://orcid.org/0000-0003-0790-9404>, Сучек О.М. – <https://orcid.org/0000-0002-8961-3887>

© В.Д. Шелягін, А.В. Бернацький, О.В. Сіора, В.А. Курило, О.М. Сучек, 2020

теплоносія з першого контуру в другий [8]. Теплообмінні трубки забезпечують передачу тепла від теплоносія першого контуру до другого і є захисним бар'єром між ними. Пошкодження ТОТ може призвести до потрапляння радіоактивного теплоносія першого контуру в другий, що порушує безпеку ядерних енергоблоків.

Механізми пошкодження ТОТ ПГ детально описані в документі ІАЕА [9]. Показано, що головною причиною пошкоджень ТОТ є загальна корозія, пітінги, корозійне розтріскування під напруженням та поєднання пітінгів і корозійного розтріскування. В більшості випадків деградація починається з точкової корозії. Через деякий час, при одночасному збільшенні напружень, що розтягують труби у радіальному напрямку, на цю частину труби додатково починає впливати корозійне розтріскування. Саме зародження і інтенсивне зростання дефектів розтріскування в умовах нормальної експлуатації може призводити до течій з першого контуру в другий. При виникненні такої ситуації блок зупиняють на позаплановий ремонт. Дефектні ТОТ герметизують встановленням заглушки (рис. 2), яка обварюється аргонодуговим способом. Збільшення заглушених ТОТ призводить як до значних фінансових втрат, так і до зниження ефективності експлуатації блоків через зменшення поверхні теплообміну. Згідно схеми ремонту (див. рис. 2) стикове кільцеве зварне з'єднання заглушки з корпусом колектору ПГ повинно бути виконано у вертикальному просторовому положенні з неповним проваром (мінімальна глибина провару 1,5 мм) та локалізованою зоною плавлення.

Аргонодугове зварювання [10–12], що зараз використовується при ремонті, характеризується підвищеним тепловкладенням у зварювані деталі й недостатньою концентрацією теплового джерела у порівнянні з лазерним зварюванням [13–17]. Коefіцієнт форми шва  $K_{\phi}$  (відношення ширини шва до глибини провару) при аргонодуговому зварюванні складає 2...4. При виконанні умови забезпечен-

ня мінімальної глибини провару не менше 1,5 мм це призводить до збільшення діаметру кільцевого зварного з'єднання з заглушкою (рис. 3) [18]. Внаслідок цього відбувається перегрів деталей та негативний вплив на сусідні з'єднання, пов'язаний зі зростанням залишкових напружень. Область впливу приблизно співпадає з зоною кольорів мінливості (див. рис. 3). Все це обмежує можливості застосування аргонодугового зварювання для ремонту ПГ типу ПГВ-1000М.

Актуальність роботи полягає в перспективі заміни технології аргонодугового зварювання. Нова технологія повинна забезпечити виконання вимоги досягнення необхідної глибини провару при зменшенні діаметра зварного з'єднання. Це можливо досягнути при застосуванні локальних джерел нагріву, таких як лазерний або електронний промінь. Ідея авторів полягає у застосуванні для ремонту ПГ технології лазерного зварювання. Саме лазерний промінь як високо концентроване джерело енергії може забезпечити вкрай малий локальний термічний вплив на конструкцію та більший експлуатаційний ресурс зварних з'єднань.

Метою роботи була розробка дистанційно керованого автоматичного обладнання та відпрацювання технології лазерного зварювання для ремонту та відновлення працездатності парогенераторів типу ПГВ-1000М.

**Матеріали та методики дослідження.** Матеріалами дослідження (табл. 1) слугували нержавіючі аустенітні сталі 10X18H10T (з якої виготовляють заглушки) та 10X17H13M3T (наближена за своїм хімічним складом до першого шару наплавлення у ПГ).

Для визначення технологічних особливостей лазерного зварювання зварних з'єднань з різномірних нержавіючих аустенітних сталей в вертикальному

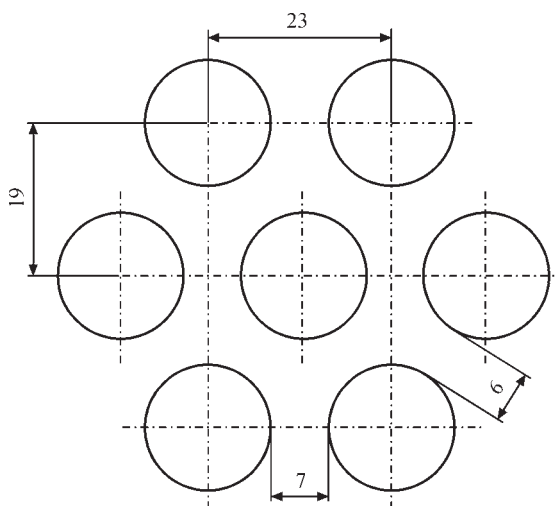


Рис. 1. Схема розташування теплообмінних трубок у ПГ

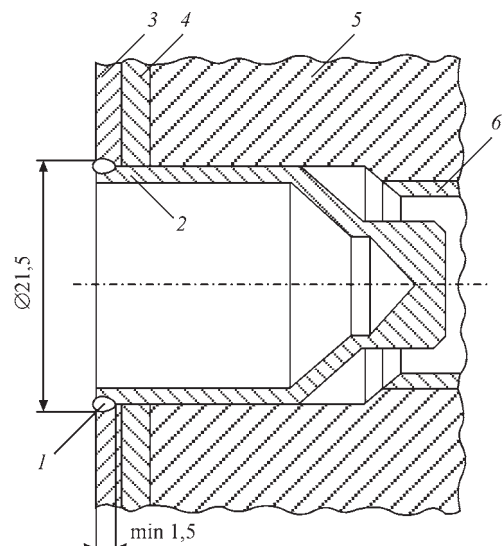


Рис. 2. Схема вварювання заглушки: 1 – шов; 2 – заглушка; 3 – перший шар наплавлення; 4 – другий шар наплавлення; 5 – стінка ПГ; 6 – ТОТ



Рис. 3. Заглушка встановлена із застосуванням аргонодугового зварювання [18]

просторовому положенні роботи виконували за наступною методикою.

1. З механічно підготовлених заготовок розміром  $300 \times 100$  мм з листів товщиною по 3,0 мм зі сталей 10X18H10T (межа міцності  $\sigma_b = 520 \dots 550$  МПа) та 10X17H13M3T (межа міцності  $\sigma_b = 510 \dots 540$  МПа) в вертикальному просторовому положенні зварювали контрольні прямолінійні стикові з'єднання з коефіцієнтом форми шва  $K_\phi < 1$  з неповним проваром по товщині.

2. Для кожного з одержаних стикових зварних з'єднань з різномірних сталей виконували візуальний та радіографічний контроль, металографічні дослідження та визначали їх мікротвердість.

3. На підставі аналізу результатів досліджень визначали параметри технологічних режимів зварювання кільцевих зварних з'єднань з різномірних сталей.

4. Зразки типу «пластина–труба» (рис. 4) готували з заготовок із листової сталі 10X17H13M3T (товщиною 3 мм) розміром  $100 \times 100$  мм з отвором діаметром 20 мм, які зварювали кільцевим швом із трубними заготовками довжиною 100 мм зі сталі 10X18H10T (із зовнішнім діаметром труби 20 мм й товщиною стінки 1,5 мм) при горизонтальному розташуванні труби. В результаті варіювання параметрів технологічних режимів одержували кільцеві стикові зварні з'єднання з неповним проваром труби з листом з коефіцієнтом форми шва  $K_\phi < 1$ .

5. Кожне з одержаних кільцевих зварних з'єднань типу «пластина–труба» тестували за п. 2.

6. На підставі аналізу результатів досліджень визначали найбільш доцільні технологічні параметри зварювання кільцевих зварних з'єднань з різномірних сталей для вварювання заглушок у теплообмінні трубки парогенераторів.

7. На розробленому макеті лабораторного стенду із лазерного вварювання заглушок проводили дослідно-промислові випробування створеного дистанційно керованого обладнання на зразках-імітаторах.

Роботи з визначення технологічних особливостей одержання кільцевих зварних з'єднань з нержавіючих сталей у вертикальному просторовому положенні виконували на лабораторному стенді, з використанням Nd: YAG-лазеру «DY044» виробництва фірми «ROFIN-SINAR» (Німеччина) з довжиною хвилі випромінювання 1,06 мкм.

**Результати експериментальних досліджень.** Параметри технологічних режимів лазерного зварювання контрольних прямолінійних стикових з'єднань з листових зразків, виконаних у вертикальному просторовому положенні, змінювали у наступних діапазонах: швидкість зварювання 17...100 мм/с; величина розфокусування  $-1 \dots +7$  мм; потужність лазерного випромінювання 1,65...4,4 кВт. У дослідженнях використовували лінзу з фокусною відстанню 300 мм та аргон у якості захисного газу з витратами  $333 \text{ см}^3/\text{с}$ .

Для одержаних прямолінійних контрольних стикових з'єднань з листових зразків застосовували критерії оцінки якості, що задовольняють вимогам стандарту ДСТУ EN ISO 13919–1:2015 «Зварювання. З'єднання, виконані електронно-променевим та лазерним зварюванням. Настанова щодо оцінювання рівня якості залежно від дефектів. Частина 1. Сталь».

Встановлено, що характерними дефектами, що утворюються при лазерному зварюванні прямолінійних контрольних стикових з'єднань листових зразків з нержавіючих сталей у вертикальному просторовому положенні можуть бути підрізи, несплавлення, усадочні раковини та раковини у кратері, перевищення випуклості, поодинокі пори та порожнини або їхні ланцюжки.

За результатами аналізу даних металографічних досліджень, візуального та радіографічного контролю контрольних стикових з'єднань листових зразків були обрані діапазони параметрів технологічних режимів лазерного зварювання, які дозволяли одержувати стикові зварні з'єднання категорії якості не нижче «С», згідно ДСТУ EN ISO 13919–1:2015.



Рис. 4. З'єднання типу «пластина–труба» після лазерного зварювання

Таблиця 1. Хімічний склад сталей, що зварювались, мас. %

Сталь	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Ti	Fe
10X18H10T	< 0,1	< 0,8	1...2	10...11	< 0,2	< 0,035	17–19	< 0,6	Решта
10X17H13M3T	< 0,1	< 0,8	< 2	12...14	< 0,2	< 0,035	16–18	< 0,7	—»—



На цих режимах у вертикальному положенні були виготовлені кільцеві стикові зварні з'єднання з коефіцієнтом форми шва  $K_\phi < 1$  та неповним проваром.

В ході проведення механічних випробувань на статичний одноосовий розтяг отримані значення межі міцності  $\sigma_b = 460...475$  МПа при статичному розтягу кільцевих стикових зварних з'єднань типу «пластина–труба» зі сталей 10X18H10T (труба) і 10X17H13M3T (пластина). Порівняння даних показує, що зусилля руйнування для кільцевих стикових зварних з'єднань типу «пластина–труба» зі сталей 10X18H10T (труба) і 10X17H13M3T (пластина) не менше 80 % зусилля руйнування основного матеріалу труби (сталі 10X18H10T).

На рис. 5 наведено фото структури, характерної для кільцевих стикових зварних з'єднань типу «пластина–труба» зі сталей 10X18H10T і 10X17H13M3T (товщиною по 3 мм), зварених з неповним проваром у вертикальному просторовому положенні, з коефіцієнтом форми шва  $K_\phi < 1$ .

Структура металу шва зварного з'єднання, показаного на рис. 5, а дисперсна літа та розділена на дві зони. В центральній частині шва по всій висоті комірчасто-дендритна структура. В середній частині шва ближче до лінії сплавлення спостерігається зона тонких стовпчастих кристалітів, що ростуть в напрямку відводу тепла. Зони розділені лінією більш дрібних кристалітів. Мікроструктура в центральній частині шва (рис. 5, б) являє собою аустенітну матрицю з невеликою кількістю  $\delta$ -фериту (1,5...1,7 %). Розмір комірок становить в основному 12...13 мкм. Твердість металу шва у центральній частині складає HV1–2950...3090 МПа. Є ділянки, де твердість підвищується до HV1–3200...3380 МПа. В нижній частині шва твердість досягає значень HV1–3320...3650 МПа. На лінії сплавлення (рис. 5, в) мікроструктура також складається з аустеніту і  $\delta$ -фериту, але структура дрібніша, ніж в центрі шва. Ширина кристалітів становить 2...9 мкм. Твердість металу на лінії сплавлення складає HV1–2990...3030 МПа, є окремі ділянки, де твердість підвищується до HV1–3160 МПа. У металі шва спостерігаються нітриди (в значній кількості). Зона термічного впливу (ЗТВ) не виражена, її структура складається з аустеніту і  $\delta$ -фериту. Бал зерна в ме-

талі ЗТВ зварного з'єднання № 6. Твердість ЗТВ становить HV1–2650...2840 МПа. У металі ЗТВ спостерігаються нітриди.

**Обговорення результатів.** З метою визначення впливу параметрів лазерного зварювання на характеристики одержаних з'єднань проведено аналіз результатів візуального та радіографічного контролю, металографічних досліджень, випробувань на статичний розтяг. Було одержано графічні залежності характеристик одержаних з'єднань від найбільш впливових факторів (параметрів технологічних режимів).

Встановлено, що при збільшенні швидкості зварювання з 47 до 63...72 мм/с сумарна проекція пор (загальна площа пор виявлена при радіографічному контролі) зменшується з 0,45 % (від загальної площі зварного з'єднання) до 0,14 % (рис. 6).

Найменше значення сумарної кількості проекцій пор (0,14 %) зафіксовано при розфокусуванні –1 мм, що майже в 1,5 рази менше у порівнянні зі зварюванням з аналогічними параметрами по швидкості та потужності лазерного випромінювання, але з величиною розфокусування +2 мм (рис. 6).

Окрім того, спостерігається більша стабільність у формуванні незначного підсилення (0,7...0,4 мм) верхнього валика шва зварного з'єднання, при збільшенні швидкості лазерного зварювання з 47 до 88 мм/с, відповідно (рис. 7).

Були виявлені всі види дефектів отриманих з'єднань. Розроблені і перевірені на практиці засоби усунення цих дефектів та їх запобігання наведено у табл. 2.

Проведений комплексний аналіз результатів досліджень та випробувань дозволив визначити режими зварювання заглушок. Критерієм відбору доцільних параметрів режимів лазерного зварювання кільцевих стикових зварних з'єднань служили умови відповідності вимогам категорії якості «високий В» стандарту ДСТУ EN ISO 13919–1:2015.

Лазерне зварювання кільцевих стикових зварних з'єднань має наступні технологічні особливості:

- наявність ділянки наростання потужності лазерного випромінювання на початку зварювання та ділянки спадання в кінці, для запобігання утворенню усадочних раковин та раковин в кратері;
- параметри технологічних режимів (потужність лазерного випромінювання; час та швидкість зварю-

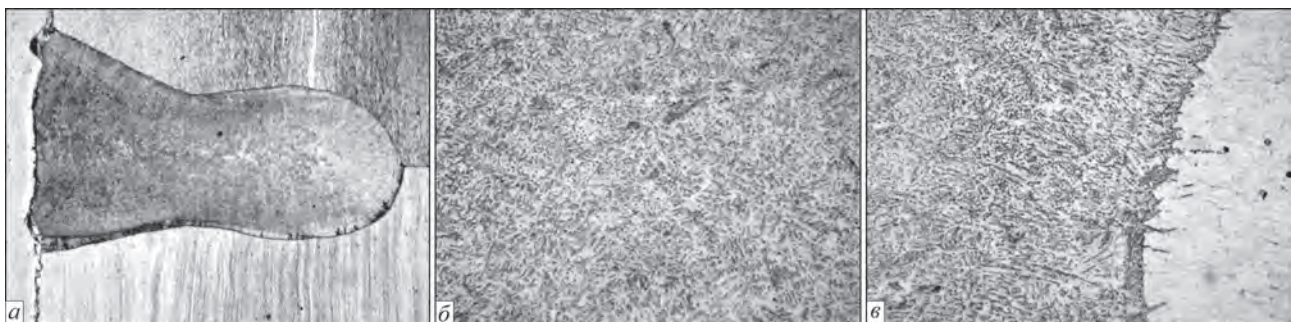


Рис. 5. Структура одержаного зварного з'єднання зі сталей 10X18H10T і 10X17H13M3T: а – макроструктура ( $\times 50$ ); б – структура металу у центральній частині шва ( $\times 400$ ); в – структура металу у лінії сплавлення ( $\times 400$ )

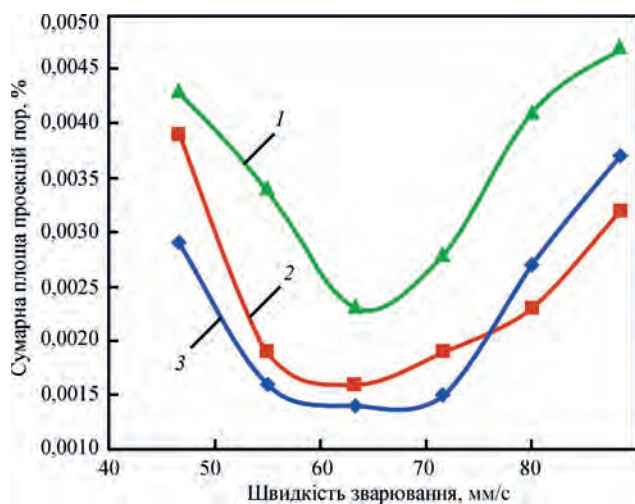


Рис. 6. Сумарна площа проекцій пор, в залежності від швидкості та величини розфокусування лазерного зварювання. Розфокусування, мм: 1 – +2; 2 – 0; 3 – -1; потужність  $P = 4,4$  кВт

вання; розташування фокусу лінзи, тощо) для ділянки наростання потужності лазерного випромінювання на початку зварювання та ділянки спадання в кінці, повинні бути визначені емпірично для кожного варіанту;

– ділянки швів на початку та в кінці зварювання, які не відповідають умовам досягнення необхідної глибини 1,5 мм, потребують повторного переварювання для забезпечення заданої глибини провару;

– на відміну від дугового зварювання не має необхідності корегувати параметри (потужність лазерного випромінювання; час та швидкість зварювання) в залежності від проходження ділянки умовного годинника, тому що після проходження ділянки з одночасним наростанням потужності лазерного випромінювання та швидкості зварювання процес стабілізується та на всіх ділянках зварювання умовного годинника («на спуск» з 12 до 6 год та напрямком за годинниковою стрілкою; «на підйом» з 6 до 12 год та напрямком за годинниковою стрілкою, тощо) можливо досягнення заданої глибини провару;

– напрямок руху при зварюванні за годинниковою стрілкою умовного годинника чи проти неї, не відіграє значного впливу на структуру та характеристики зварного з'єднання при досягненні заданої глибини;

– місце початку зварювання впливає на розміри ділянки шва, на якій процес зварювання стабілізується та досягається задана глибина провару;

Таблиця 2. Засоби усунення або запобігання дефектів

Дефекти	Усунення/запобігання
Пори, ланцюжки пор, неспалення, заниження шва, непровари	Переварювання шва, з додаванням присадкового матеріалу (за необхідністю) / -
Усадочні раковини та раковини в кратері	- / програмне управління плавним наростанням і спаданням потужності лазерного променя на початку та в кінці шва
Підрізи, перевищення випуклості	- / додаткове переплавлення розфокусованим променем
Збільшення площі перерізу зварного з'єднання	- / розширення зони дії лазерного променя подільником лінзового об'єктиву

– для одержання рівня якості «В високий» рекомендується для зварних з'єднань з коефіцієнтом форми шва  $K_f < 1$ , місцем початку руху обирати «9 год» умовного годинника, а напрямком руху – за годинниковою стрілкою.

Емпіричним шляхом визначено параметри зварювання, необхідні для одержання кільцевих стикових з'єднань зі сталей 10X18H10T та 10X17H13M3T в вертикальному положенні з коефіцієнтом форми шва  $K_f < 1$  з неповним проваром, що відповідають вимогам категорії якості «високий В» стандарту ДСТУ EN ISO 13919-1:2015.

Проведений комплексний аналіз результатів досліджень та випробувань дозволив визначити режими вварювання заглушок. Критерієм відбору доцільних параметрів режимів лазерного зварювання кільцевих зварних з'єднань служили умови відповідності вимогам категорії якості «високий В» стандарту ДСТУ EN ISO 13919-1:2015. Для одержання зварних з'єднань з коефіцієнтом форми шва  $K_f < 1$  лазерне зварювання заглушок запропоновано виконувати з наступними технологічними параметрами: потужність лазерного випромінювання 4,4 кВт; швидкість зварювання 63,33 мм/с; величина розфокусування – 1 мм; витрати захисного газу

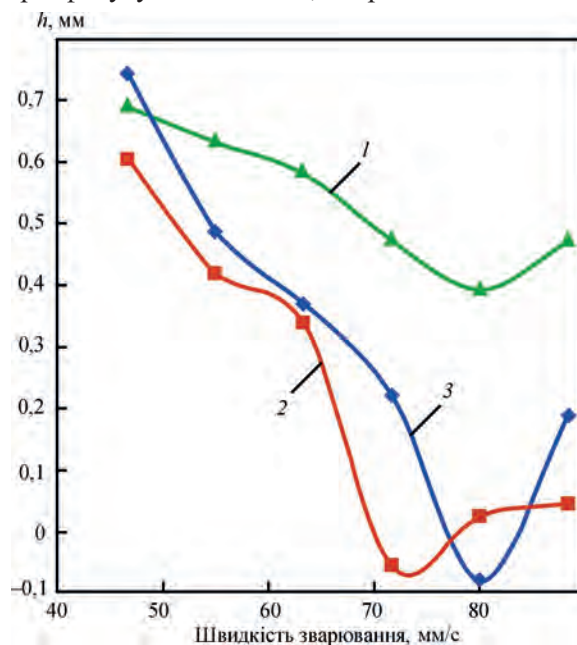


Рис. 7. Підсилення верхнього валика шва зварного з'єднання в залежності від швидкості лазерного зварювання. Потужність, кВт: 1 – 4,4; 2 – 4,0; 3 – 3,6; розфокусування – 2 мм



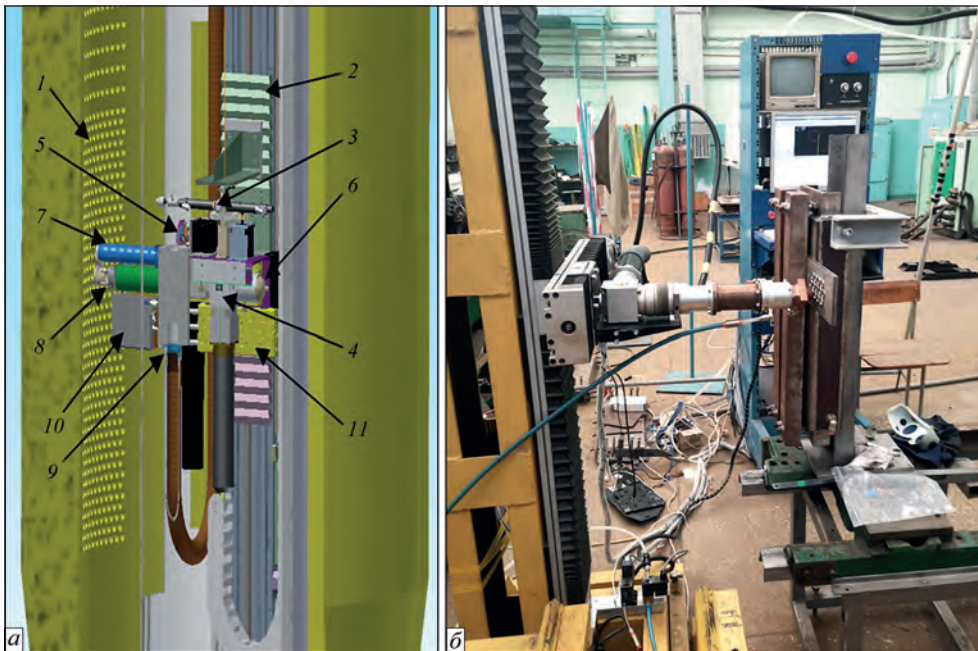


Рис. 8. 3D-модель (а) та діючий макет (б) обладнання для лазерного дистанційно керованого вварювання заглушок колектора парогенератора: 1 – стінка колектора; 2 – каретка маніпулятора; 3 – автоматизований пристрій встановлення заглушки; 4 – корпус оптики лазерної зварювальної головки; 5 – сканатор; 6 – відеокамера; 7 – гофрурукав для видалення випаровувань; 8 – пристрій газового захисту; 9 – система фільтрації; 10 – датчик визначення положення місця зварювання; 11 – привід датчику визначення положення місця зварювання

(аргон) 0,33 л/с ( $333 \text{ см}^3/\text{с}$ ); початок руху – з «9 год» умовного годинника; напрямок руху – за годинниковою стрілкою. Під час виконання зварювання за вказаним режимом механізм переміщення здійснює два повних оберти за годинниковою стрілкою, а потужність лазерного випромінювання змінюється програмою за спеціалізованим циклом. Завдяки цьому забезпечуються етапи зростання глибини провару, її стабілізації та зменшення, а також відсутність дефектів у вигляді кратерів.

Розроблено 3D-модель (рис. 8, а) та ескізний проект обладнання для дистанційно керованого вварювання заглушок. На його підставі виготовлено діючий макет лабораторного стенду із лазерно-

го дистанційно керованого вварювання заглушок (рис. 8, б). На створеному макеті проведено дослідно-промислові випробування створеного дистанційно керованого обладнання для ремонту та відновлення працездатності парогенераторів типу ПГВ-1000М на зразках-імітаторах (рис. 9).

За результатами візуального контролю та порівняльним аналізом геометричних характеристик зварних з'єднань, що були одержані лазерним (рис. 9) та аргонодуговим зварюванням, встановлено їх основні відмінності. Для аргонодугового зварювання характерним є взаємне перекриття сусідніх зварних з'єднань. На відміну від аргонодугового лазерне зварювання забезпечує вкрай локальний термічний вплив, за рахунок чого може бути підвищений експлуатаційний ресурс зварних з'єднань.

## Висновки

1. Розроблено дистанційно кероване автоматичне обладнання та відпрацьовано технології лазерного зварювання для ремонту та відновлення працездатності парогенераторів типу ПГВ-1000.

2. Результати проведених досліджень свідчать, що лазерне зварювання є перспективною технологією для заміни аргонодугового зварювання при ремонті теплообмінників парогенераторів на атомних та теплових електростанціях. Воно забезпечує вкрай локальний термічний вплив та підвищує експлуатаційний ресурс зварних з'єднань.

3. Аналіз основних причин виникнення дефектів при лазерному зварюванні кільцевих зварних з'єднань з різнорідних нержавіючих сталей дозволив



Рис. 9. Зовнішній вигляд зварних з'єднань на зразках-імітаторах з заглушками, звареними лазерним зварюванням



запропонувати і перевірити на практиці заходи усунення цих дефектів та запобігання їх утворенню.

## Список літератури/References

1. Kvasnytskyi, V.V., Kvasnytskyi, V.F., Hexing, C. et al. (2018). Diffusion welding and brazing of dissimilar materials with controlled stress-strain state. *The Paton Welding J.*, **12**, 70–76. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2018.12.07>
2. Wu, Q., Xu, Q., Jiang, Y., Gong, J. (2020). Effect of carbon migration on mechanical properties of dissimilar weld joint. *Engineering Failure Analysis*, **117**, 104935. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2020.104935>
3. Kvasnitsky, V.V., Kvasnitsky, V.F., Markashova, L.I., Matvienko, M.V. (2014) Effect of stress-strain state on structure and properties of joints in diffusion welding of dissimilar metals. *The Paton Welding J.*, **8**, 8–14. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2014.08.01>
4. Державне підприємство «Національна атомна енергогенеруюча компанія «Енергоатом» (2018). Стратегічний план розвитку державного підприємства «Національна атомна енергогенеруюча компанія «Енергоатом» на 2018–2022 рр.». Державне підприємство «Національна атомна енергогенеруюча компанія «Енергоатом». [http://www.energoatom.com.ua/files/file/strateg\\_chniy\\_plan\\_2018\\_2022\\_04042018.pdf](http://www.energoatom.com.ua/files/file/strateg_chniy_plan_2018_2022_04042018.pdf)  
(2018) State Enterprise «National Nuclear Energy Generating Company» «Energoatom». *Strategic plan of development of State Enterprise «National Nuclear Energy Generating Company» «Energoatom» for 2018–2022* [in Ukrainian]. [http://www.energoatom.com.ua/files/file/strateg\\_chniy\\_plan\\_2018\\_2022\\_04042018.pdf](http://www.energoatom.com.ua/files/file/strateg_chniy_plan_2018_2022_04042018.pdf)
5. Парогенератор ПГВ-1000М. Описание и основные характеристики. [desnogorskspekt.ru/aes/teoriya-aes/parogenerator-pgv-1000m.-opisanie-i-osnovnye-harakteristiki.html](http://desnogorskspekt.ru/aes/teoriya-aes/parogenerator-pgv-1000m.-opisanie-i-osnovnye-harakteristiki.html)  
Steam generator PGV-1000M. *Description and main characteristics*. <http://desnogorskspekt.ru/aes/teoriya-aes/parogenerator-pgv-1000m.-opisanie-i-osnovnye-harakteristiki.html> [in Russian].
6. Шугайло О.П. (2019). Напружено-деформований стан трубчатих елементів парогенераторів при аварійних ситуаціях. Дис. ... канд. техн. наук НАН України. Київ, Інститут механіки ім. С.П. Тимошенка.
7. Шугайло, О.П. (2019) *Stress-strain state steam generator tubular elements in emergencies*. In: *Syn. of Thesis for Cand. of Tekhn. Sci. Degree*. Kyiv, IM [in Ukrainian].
7. Маргулова Т.Х. (1984). *Атомные электрические станции*. Москва, Высш. шк.
8. Заразовский М.Н., Бородий М.В., Козлов В.Я. (2016). Риск-ориентированный подход к прогнозированию целостности и оптимизации контроля теплообменного оборудования с большой статистикой дефектов. *Ядерная радиационная безопасность*, **4**, 32–38.
9. Zarazovsky, M.N., Borodij, M.V., Kozlov, V.Ya. (2016) Risk-oriented approach to prediction of integrity and optimization of control of heat-exchange equipment with large defect statistics. *Yaderna ta Radiatsiina Bezpeka*, **4**, 32–38 [in Russian].
10. IAEA-TECDOC-1577. (2007). *Strategy for assessment of WWER steam generator tube integrity*. Vienna, IAEA.
10. Xiang, J., Chen, F.F., Park, H. et al. (2020). Numerical study of the metal vapour transport in tungsten inert-gas welding in argon for stainless steel. *Applied Mathematical Modelling*, **79**, 713–728. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apm.2019.11.001>
11. Kumar, S.R., Ravishankar, B., Vijay, M. (2020). Prediction and analysis of magnetically impelled arc butt welded dissimilar metal. *Materials Today: Proceedings*, **27**, 2037–2041. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.09.054>
12. Selvan, C.P.T., Dinaharan, I., Palanivel, R., Kalaiselvan, K. (2020). Predicting the tensile strength and deducing the role of processing conditions of hot wire gas tungsten arc welded pure nickel tubes using an empirical relationship. *Int. J. Pressure Vessels and Piping*, **188**, 104220. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2020.104220>
13. Sahul, M., Tomčiková, E., Sahul, M. et al. (2020). Effect of disk laser beam offset on the microstructure and mechanical properties of copper – AISI 304 stainless steel dissimilar metals joints. *Metals*, **10**, 1294. DOI: <https://doi.org/10.3390/met10101294>
14. Ramakrishna R., V.S.M., Amrutha, P.H.S.L.R., Rahman Rashid, R.A., Palanisamy, S. (2020). Narrow gap laser welding (NGLW) of structural steels – a technological review and future research recommendations. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* **111**, 2277–2300. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-020-06230-9>
15. Shelyagin, V.D., Bernatskyi, A.V., Berdnikova, O.M. et al. Effect of Technological Features of Laser Welding of Titanium-Aluminium Structures on the Microstructure Formation of Welded Joints. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* **42**, 363–379. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.42.03.0363>
16. Li, L., Mi, G., Zhang, X. et al. (2019). The influence of induction pre-heating on microstructure and mechanical properties of S690QL steel joints by laser welding. *Optics & Laser Technology*, **119**, 105606. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2019.105606>
17. Soltani, H.M., Tayebi, M. (2018). Comparative study of AISI 304L to AISI 316L stainless steels joints by TIG and Nd: YAG laser welding. *J. of Alloys and Compounds*, **767**, 112–121. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.06.302>
18. *Technologies for non-destructive testing and repair of NPP components*. NUSIM 2008 VUJE. [https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/\\_Public/43/124/43124116.pdf](https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/_Public/43/124/43124116.pdf).

## DEVELOPMENT OF REMOTELY-CONTROLLED EQUIPMENT AND TECHNOLOGY FOR LASER WELDING AND RESTORATION OF PERFORMANCE OF NPS STEAM GENERATORS

V.D. Shelyagin, A.V. Bernatskyi, O.V. Siora, V.A. Kurilo, O.M. Suchek

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)

Control straight butt joints of 10Kh18N10T and 10Kh17N13M3T steel blanks were welded in the vertical position with incomplete penetration by the thickness. Visual and radiographic examination, and metallographic investigations were performed, and welded joint microhardness was determined. Parameters of technological welding modes of the studied circumferential welded joints were established. Conditions of compliance with quality category «high B» of DSTU EN ISO 13919-1:2015 standard were the criterion for selection of appropriate parameters of the modes of laser welding of circumferential butt joints. As a result of work performance, it is shown that the point of welding start influences the dimensions of the weld section, in which the welding process is stabilized, and specified penetration depth is achieved. The techniques developed by the authors were verified on simulator-samples during experimental-industrial trials of the prototype of remotely-controlled equipment developed for repair and restoration of performance of PGV-1000M type steam generators. 18 Ref., 2 Tabl., 9 Fig.

**Keywords:** repair of NPS generators, heat-exchanger tubes, laser welding, technology, equipment

Надійшла до редакції 11.11.2020

# ПЛАЗМЕННО-ПОРОШКОВАЯ НАПЛАВКА КОМПОЗИЦИОННЫХ СПЛАВОВ С РАЗДЕЛЬНОЙ ПОДАЧЕЙ КАРБИДОВ ВОЛЬФРАМА И МАТРИЧНОГО СПЛАВА

А.И. Сом, Б.А. Галагуз

ООО фирма «Плазма-Мастер Лтд». 02094, г. Киев, ул. Попудренко, 52. E-mail: [info@plasma-master.com](mailto:info@plasma-master.com)

Исследованы различные комбинации раздельной подачи литых сферических карбидов вольфрама и матричного сплава в зону наплавки. Установлено, что при использовании в качестве матрицы самофлюсующегося сплава на основе никеля наиболее стабильный процесс наплавки достигается, если карбиды вольфрама подаются через осевое отверстие фокусирующего сопла, а матричный сплав через два канала, расположенных диаметрально противоположно друг к другу в его торце. Библиогр. 6, табл. 1, рис. 11.

*Ключевые слова:* плазменно-порошковая наплавка, карбиды вольфрама, релит, самофлюсующийся сплав, матрица, распределение карбидов, износостойкость, микротвердость

Плазменно-порошковая наплавка композиционных сплавов на базе литых карбидов вольфрама (далее релит) все более широко используется в промышленности для повышения износостойкости деталей, работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания [1, 2]. В качестве присадочного материала для наплавки в основном используется смесь порошков, состоящая из 40 % релита и 60 % сплава-связки (по объему). По массе это примерно те же пропорции, только наоборот. Как правило, сплавом-связкой служат легкоплавкие самофлюсующиеся сплавы на основе никеля с разной степенью легирования Cr, Si, B и C. Твердость матрицы при этом колеблется в диапазоне от *HRC* 20 до *HRC* 60. Указанное количество релита считается оптимальным, при котором обеспечивается хорошее формирование и высокая износостойкость наплавленного металла. Хотя на практике иногда применяются смеси и с большим содержанием карбидов. Они могут иметь осколочную или сферическую форму. Для наплавки используются преимущественно плазмотроны с внешней подачей порошков через один или несколько каналов [3]. Фракция порошков смеси обычно 63...160 мкм.

Для достижения максимальной износостойкости наплавленного слоя очень важно, чтобы частицы релита равномерно распределялись в наплавленном валике, как по сечению, так и по его длине. Это, в свою очередь, во многом зависит от равномерного распределения релита в смеси порошков, которая используется для наплавки. К сожалению, на практике это трудно обеспечить, поскольку происходит сепарация релита и матричного сплава из-за большой их разницы в плотности (примерно 2:1). Особенно это заметно при использовании смесей со сферическим релитом. В

одних местах мы можем наблюдать избыток релита, а в других, наоборот их недостатку. В местах скопления релита имеет место нарушение формирования наплавленного валика из-за недостатка легкоплавкой связки и возникает вероятность появления трещин. Избежать этого недостатка можно, применив раздельную подачу порошков релита и сплава-связки из отдельных питателей-дозаторов. В этом случае достаточно точно можно поддерживать требуемое их соотношение на протяжении всего процесса наплавки.

В настоящей статье рассмотрены возможные схемы раздельной подачи порошков и проанализированы их преимущества и недостатки. Для исследования были использованы экспериментальные и серийные плазмотроны фирмы «Плазма-Мастер Лтд». В качестве присадочных материалов использовали сферический релит производства предприятия ООО «Ресурс-1» (Украина) и порошок сплава на основе никеля марки 315-P2 фирмы «Wall Colmonoy» (США) с твердостью *HRC* 32. Фракция порошков релита и Ni-сплава была соответственно 100...200 и 63...100 мкм, их соотношение при подаче 40 и 60 об. %.

Сферический релит [4] очень удобный материал для плазменной наплавки с раздельной подачей. Он имеет отличную текучесть, его легко дозировать, и по сравнению с дробленным релитом, он значительно меньше изнашивает каналы в плазмотроне.

Наплавку опытных образцов проводили на пластины из стали 20. Ширина валиков была 20...22 мм, высота 4,0...4,5 мм, производительность 4 кг/ч. Из наплавленных пластин вырезали образцы для металлографических исследований и для испытаний на износостойкость по методике НК («неподвижное кольцо») [5]. В последнем случае верхнюю часть слоя наплавленного метал-

ла сошлифовывали до уровня, при котором зерна релита располагались относительно равномерно по сечению. Исследования проводили в ИЭС им. Е.О. Патона.

На рис.1 показана схема плазменно-порошковой наплавки с раздельной подачей, при которой порошок матричного сплава подается в дугу через осевое отверстие фокусирующего сопла плазмотрона в виде распределенного потока, а релит – через отдельный канал непосредственно в хвостовую часть сварочной ванны. Идея этой схемы состоит в том, чтобы частицы релита не попадали под дугу и как можно меньше времени контактировали с расплавленным металлом сварочной ванны. Это позволяет избежать их расплавления или растворения, сохранить в первоначальном виде и, как следствие, обеспечить максимальную износостойкость наплавленного металла.

Реализация этой схемы в основном подтвердила высказанные предположения. Частицы релита хорошо сохранились, границы раздела очень

четкие (рис. 2). Микротвердость их максимальна и составляет  $HV_{01} - 2200...2400$  Па. Микротвердость матрицы по всей высоте слоя стабильна и близка к микротвердости металла, наплавленного без релита ( $HV_{01} - 327...380$ ). Это свидетельствует о том, что растворение частиц релита практически отсутствует, и нет обогащения матрицы углеродом и вольфрамом, которые существенно влияют на микротвердость. Износостойкость металла, наплавленного по этой схеме, также максимальная (таблица).

Однако эта схема имеет ряд существенных недостатков. Это неудовлетворительное формирование наплавленного валика, большие потери релита и высокий уровень внутренних напряжений. Дело в том, что холодные частицы релита «подмораживают» сварочную ванну. Она уменьшается в объеме и значительная часть релита (12...15 %) не попадает в нее и теряется. Релит находится в основном в средней части валика, из-за чего он имеет выпуклую форму. Внутрен-

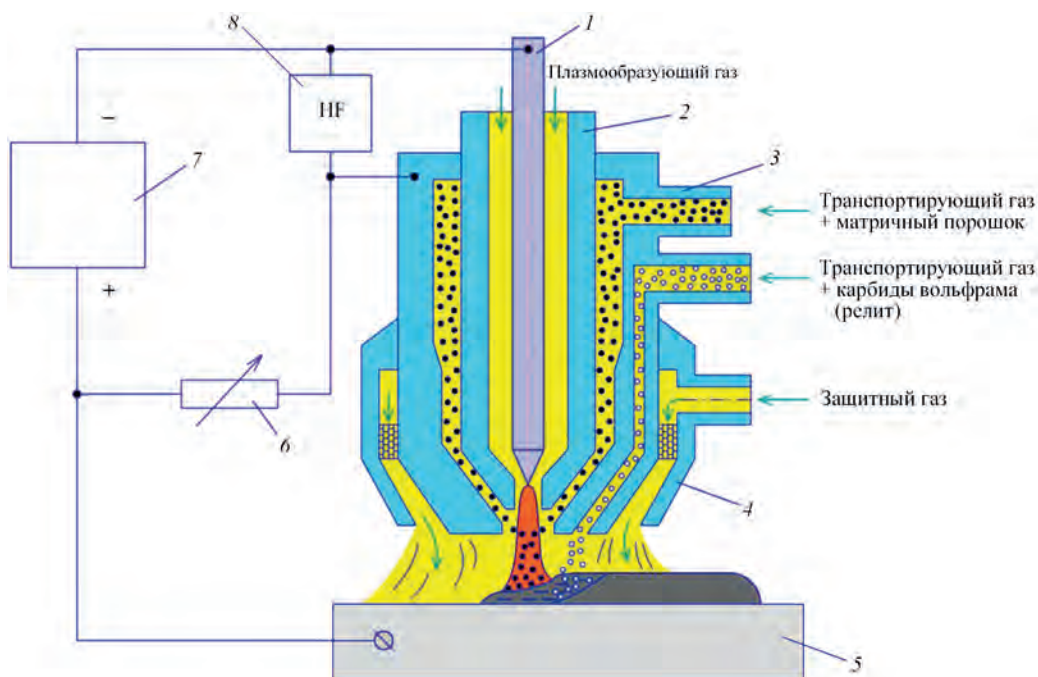


Рис. 1. Схема плазменно-порошковой наплавки с подачей релита в хвостовую часть сварочной ванны: 1 – электрод; 2 – сопло плазмообразующее; 3 – сопло фокусирующее; 4 – сопло защитное; 5 – деталь; 6 – балластный реостат; 7 – источник питания; 8 – блок поджига дуги

#### Потери присадочного порошка и износостойкость металла, наплавленного по различным схемам подачи релита в сварочную ванну

Номер п/п	Схема подачи релита в сварочную ванну	Объемное соотношение релита и матричного сплава, %	Общие потери порошка, %	Износостойкость, НК (потеря массы), г
1	В хвостовую часть (рис. 1)	40/60	12...15	0,035
2	Через два канала параллельно оси валика (рис. 3, а)	40/60	8...10	0,045
3	Через два канала перпендикулярно оси валика (рис. 3, б)	40/60	10...12	0,050
4	Через осевое отверстие в виде смеси (рис. 5)	40 /60	2...3	0,035
5	Через осевое отверстие (рис. 6)	40/60	3 – 5	0,040
6	Через осевое отверстие (рис. 6)	50/50	4 – 6	0,045



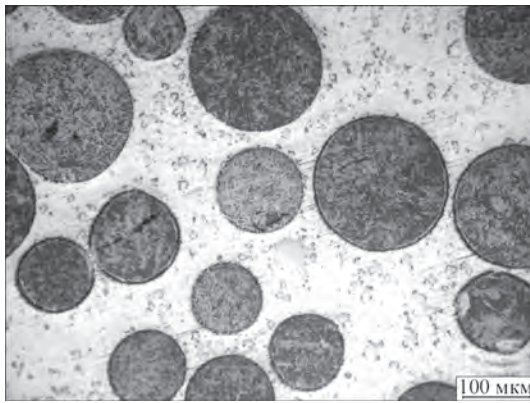


Рис. 2. Форма и расположение частиц сферического релита в матрице при подаче его в хвостовую часть сварочной ванны ( $\times 200$ )

ние напряжения возникают на границе раздела релита с матрицей из-за большой разницы их коэффициентов термического расширения. При наплавке массивных изделий это может приводить к появлению микротрещин и вызвать отколы наплавленного металла, особенно при использовании твердых матриц.

Лучший результат дают схемы подачи релита в головную часть ванны из двух каналов, расположенных диаметрально противоположно друг к другу в торце фокусирующего сопла. Это справедливо как в случае расположения подающих каналов в плоскости параллельно оси наплавляемого валика (рис. 3, а), так и перпендикулярно ей (рис. 3, б).

Для достижения максимальной эффективности угол ввода релита и расстояние от торца плазмотрона до изделия подбирали таким образом, чтобы частицы порошка попадали в самую горячую зону сварочной ванны вблизи анодного пятна дуги. В этом случае они хорошо нагреваются и не остужают заметно сварочную ванну. При правильно выбранном режиме наплавки, прежде всего оптимальном токе дуги, удастся получать хорошо сформированные валики при небольших потерях релита (см. таблицу). Вопреки ожиданиям частицы релита не успевают расплавиться под дугой. Они быстро тонут на дно сварочной ванны и плотно упаковываются в нижней ее части (рис. 4, а). На поверхности частиц можно наблю-

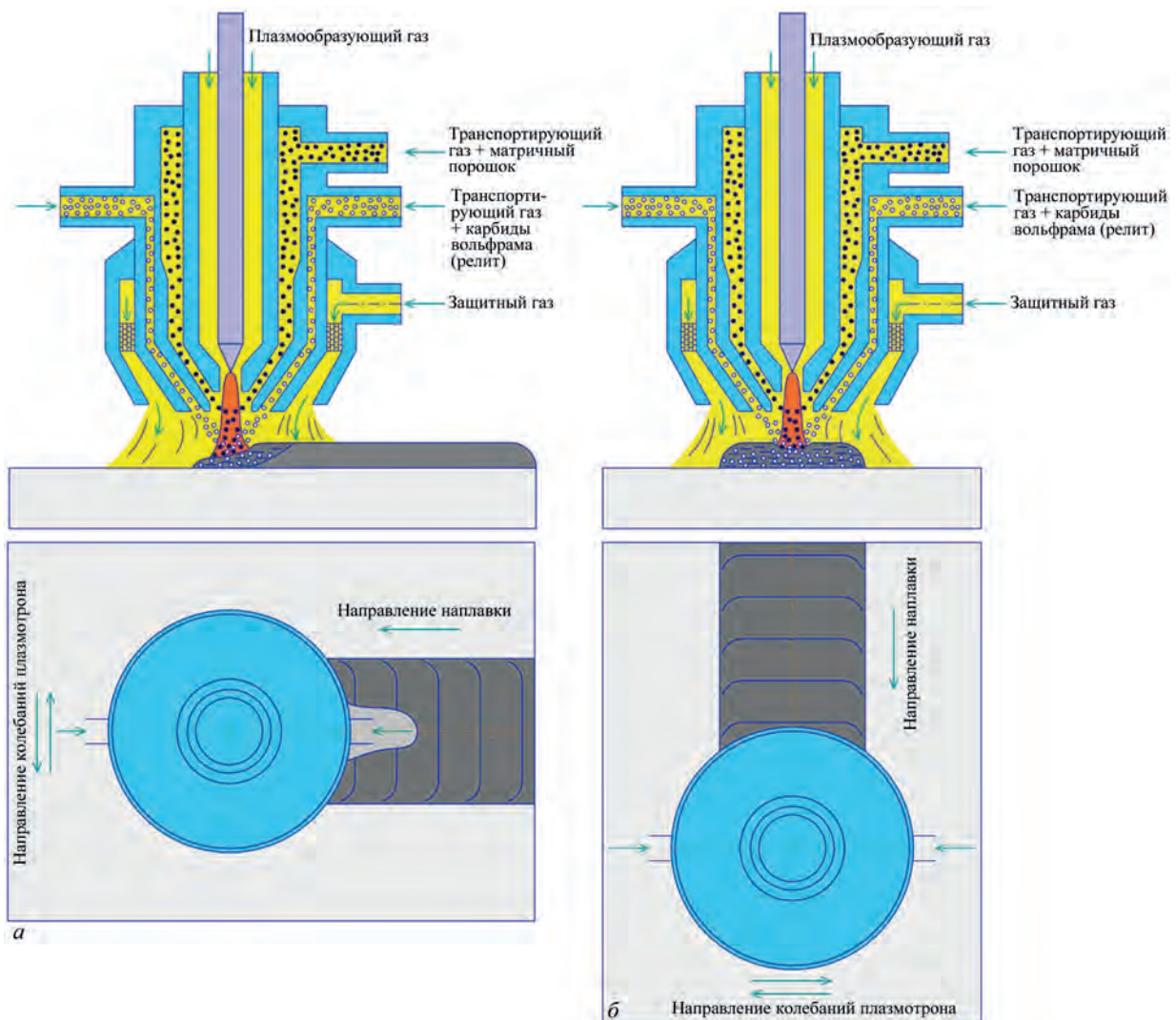


Рис. 3. Схемы плазменно-порошковой наплавки с подачей релита в головную часть сварочной ванны через два канала: а – каналы расположены в плоскости параллельно оси наплавляемого валика; б – перпендикулярно оси

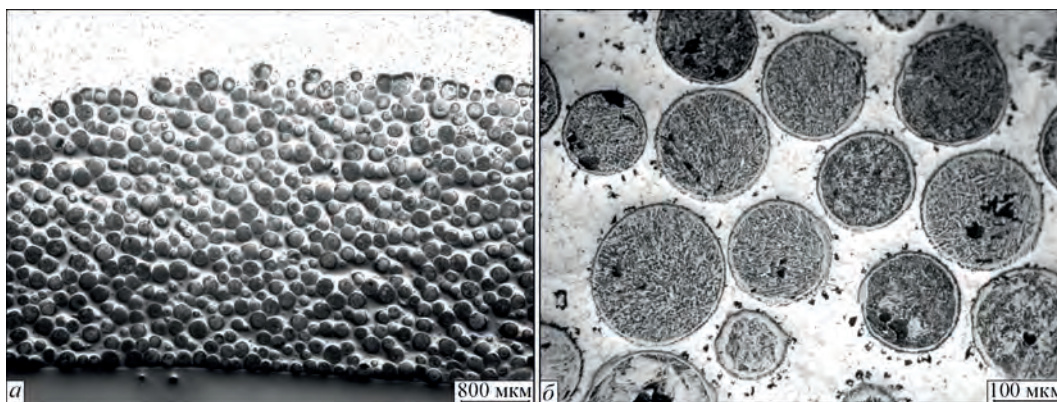


Рис. 4. Распределение и форма частиц релита при подаче через два канала, расположенных диаметрально противоположно друг к другу в торце фокусирующего сопла: а –  $\times 25$ ; б –  $\times 200$

дать только белую окантовку обезуглероживанного слоя (рис. 4, б). Микротвердость частиц релита такая же, как и в предыдущем случае. В верхней части валика, над слоем релита, образовывается незаполненный слой матрицы.

Из этих двух схем все же предпочтение следует отдать схеме с продольным расположением подающих каналов, поскольку она обеспечивает меньшие потери релита. Особенно это заметно при широкослойной наплавке в разделку с колебаниями плазмотрона. Здесь, в крайних его положениях, релит точнее попадает в сварочную ванну и меньше теряется.

Наименьшие потери релита (см. таблицу) и лучшее формирование наплавляемого валика обеспечивает схема, при которой релит смешивается с матричным сплавом внутри плазмотрона и попадает в сварочную ванну вместе с ним в виде распределенного потока (рис. 5). Принципиальное отличие этой схемы от предыдущих состоит в том, что ре-

лит поступает в сварочную ванну в подогретом состоянии, пройдя через дугу. Благодаря этому он не остужает сварочную ванну, а наоборот увеличивает его теплосодержание, что способствует его быстрому распределению в жидком металле. Несмотря на предварительный подогрев частиц в дуге, как показали эксперименты, частицы релита не успевают расплавиться под дугой, поскольку сразу попадают на дно. Сверху образовывается слой легкоплавкой матрицы, который их защищает.

Самофлюсующиеся сплавы на основе никеля Ni–Cr–Si–B–C очень удобны для применения их в качестве сплава-связки при наплавке композиционных сплавов. Они имеют низкую температуру плавления ( $1000...1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), хорошо смачивают частицы релита и сами имеют неплохую износостойкость. Однако при плазменной наплавке этих сплавов с использованием плазмотронов с внутренней подачей порошка [3] имеется ряд технологических трудностей, связанных с их низкой температурой плавления. Мелкие частицы порошка (до  $100\text{ }\mu\text{m}$ ), которые попадают в центральную высокотемпературную область дуги, успевают за время своего полета нагреться до температуры испарения [6]. Пары металла осаждаются на холодных стенках фокусирующего сопла, образуя своего рода изоляционную прослойку в виде настывшей. В процессе наплавки эта прослойка постоянно растет и наступает такой момент, когда она начинает плавиться, образуя капли на выходе из фокусирующего сопла. Эти капли блокируют поступление порошка, и в конечном итоге нарушают процесс наплавки. Кроме того, на торце фокусирующего сопла осаждаются летучие фракции со сварочной ванны, образуя со временем рыхлый нарост, который тоже, если его механически не удалять, нарушает процесс наплавки. Частично избежать этого вредного явления можно, если применить более крупный порошок (более  $100\text{ }\mu\text{m}$ ), но полностью нельзя, так как в порошке всегда присутствует пылевидная фракция (до  $5\%$ ), которая остается после отсева.

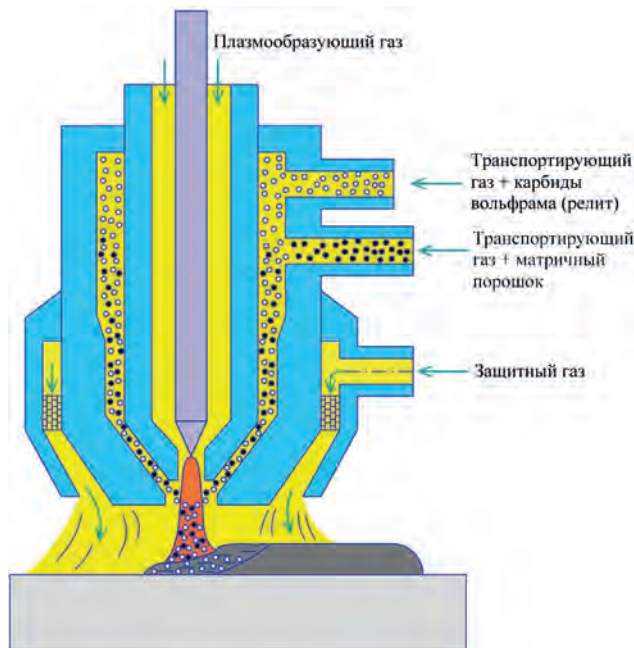


Рис. 5. Схема плазменно-порошковой наплавки с подачей релита, смешанного с матричным порошком внутри распределительной камеры плазмотрона



При внешней подаче через отдельные каналы эффективность нагрева порошка значительно ниже [6] и капли присадочного порошка внутри фокусирующего сопла не образуются, хотя налипание летучих фракций на его торец имеет место, но в меньшей мере. В этой связи схема наплавки композиционных сплавов, представленных на рис. 6, представляется наиболее предпочтительной с точки зрения стабильности процесса. При этой схеме только релит подается в сварочную ванну через осевое отверстие фокусирующего сопла, а сплав-связка через два диаметрально противоположные каналы, т.е. наоборот рассмотренным ранее схемам (рис. 3).

Релит как более тугоплавкий материал не успевает нагреться в дуге за время полета до температуры плавления, и поэтому не оказывает вредного влияния на процесс наплавки. Наоборот, предварительный подогрев, как и в предыдущем случае, способствует более плотному и быстрому

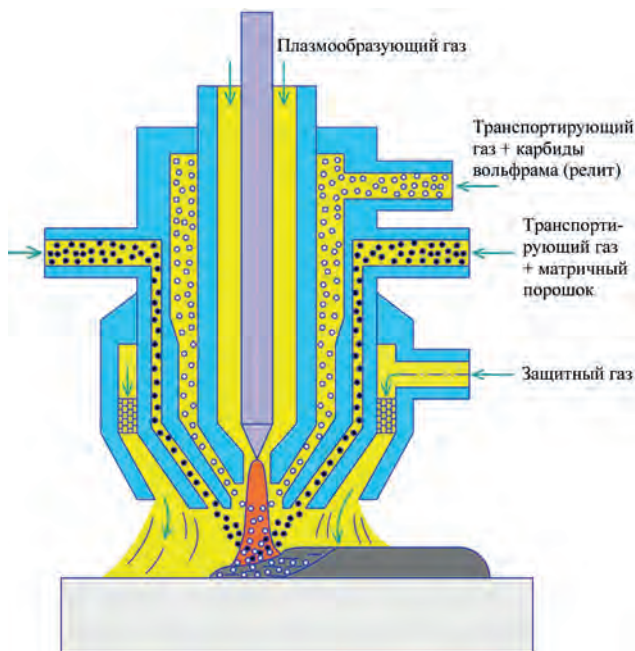


Рис. 6. Схемы плазменно-порошковой наплавки с подачей релита в сварочную ванну через осевое отверстие фокусирующего сопла

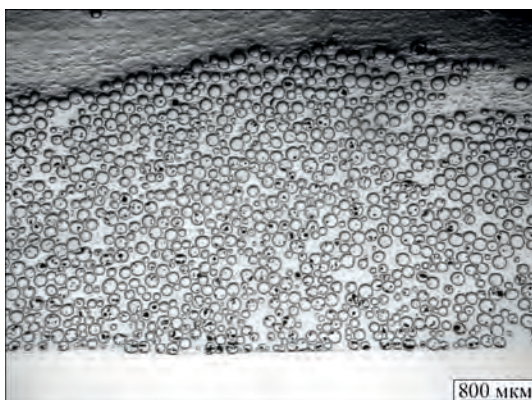


Рис. 7. Распределение релита в наплавленном металле при подаче через осевое отверстие фокусирующего сопла (40 об. %)

распределению частиц релита в сварочной ванне и снижению внутренних напряжений в наплавленном металле. Распределение релита по этой схеме подаче показано на рис. 7.

Как видно, частицы релита укладываются достаточно плотно и равномерно в нижней части наплавленного валика. Вместе с прослойками матричного сплава они занимают примерно 2/3 его сечения. Верхняя часть валика остается не заполнена релитом. Естественно, износостойкость этой части невысокая, однако избыточное количество сплава-связки способствует хорошему формированию наплавленного валика (рис. 8, а), повышает стойкость против образования трещин и служит своего рода защитой частиц релита от растворения вследствие теплового воздействия дуги.

Дополнительные эксперименты показали, что при этой схеме с целью лучшего заполнения валика релитом можно увеличить его содержание в присадочном материале до 50 об. % без нарушения процесса наплавки. Форма валика становится более плоской и более благоприятной с точки зрения сопротивления изнашиванию (рис. 8, б).

В то же время, металлографические исследования показали (рис. 9), что с увеличением процентного содержания релита некоторые частицы релита начинают разрушаться.

Это объясняется тем, что в этом случае наплавленный валик заполняется релитом почти до самого верха, защитного слоя из легкоплавкой матрицы становится недостаточно и его частицы оказываются на поверхности под концентрированной плазменной дугой. Расплавлению и растворению частиц релита способствует также то, что с увеличением количества релита в смеси требуется также повышать ток дуги, который усиливает тепловое воздействие на них. Следствием этого является обогащение матрицы углеродом и вольфрамом, которое ведет к некоторому повышению

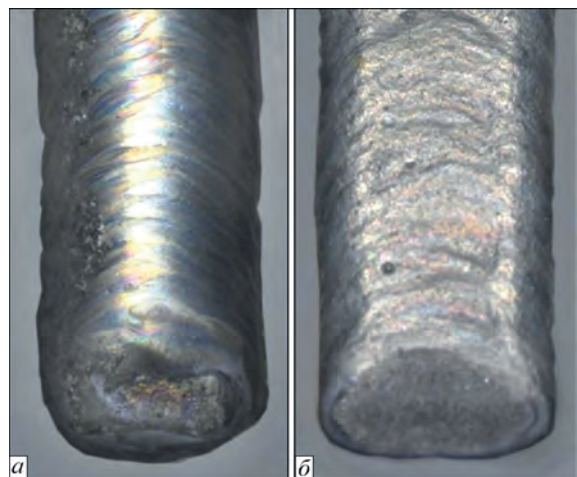


Рис. 8. Внешний вид валиков, наплавленных с подачей релита через осевое отверстие фокусирующего сопла: а – 40 об. % релита; б – 50



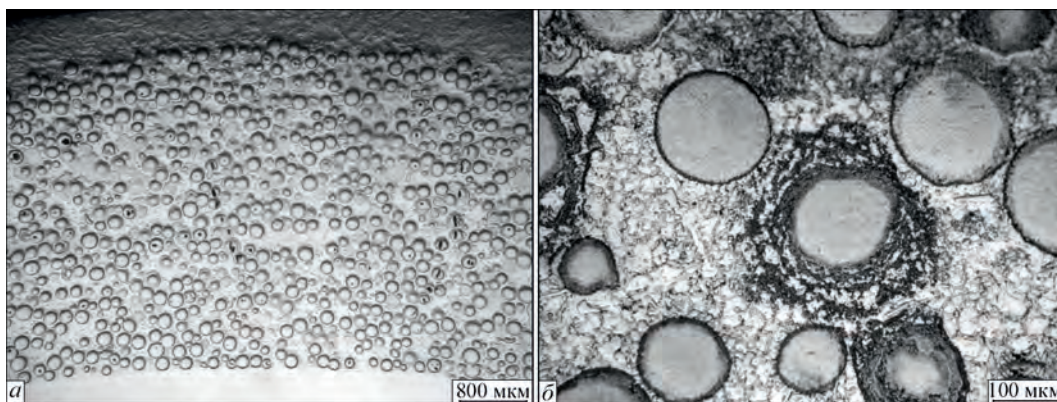


Рис. 9. Распределение и форма частиц релита в наплавленном металле при подаче через осевое отверстие фокусирующего сопла (50 об. %): *а* –  $\times 25$ ; *б* –  $\times 200$



Рис. 10. Оборудование для плазменно-порошковой наплавки композиционных сплавов с раздельной подачей порошков: *а* – установка РМ-302; *б* – плазматрон РР-6-04

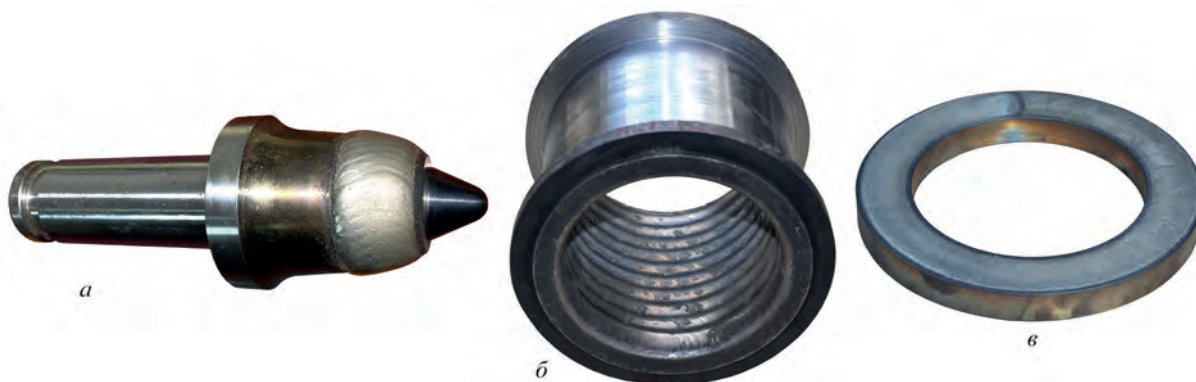


Рис. 11. Примеры деталей, наплавленных композиционным сплавом: *а* – резец угольного комбайна; *б* – корпус размольного оборудования; *в* – стабилизирующее кольцо насоса

твердости матрицы. В нашем случае повышение это незначительное (до  $HV_{01} - 400...420$  Па) и не вызывает заметного ее охрупчивания. Трещин в наплавленном слое не наблюдалось. Износостойкость остается также на прежнем уровне. Из этого следует практический вывод.

Если после наплавки для получения точного геометрического размера требуется механическая обработка наплавленного слоя, то лучше наплавлять

валик так, чтобы он не был заполнен доверху релитом. Это облегчает механическую обработку, уменьшает расход дорогостоящего релита, не снижая при этом износостойкости рабочего слоя в целом. Если же механическая обработка не требуется по условиям работы, то следует увеличить содержание релита в смеси до 50 об. % и обеспечить высокую износостойкость по всей толщине наплавленного слоя.

На рис. 10 показано обладнання для плазменно-порошкової наплавки композиційних сплавів з роздільною подачею порошків, а на рис. 11 приклади наплавлених деталей.

## Висновки

1. При плазменно-порошкової наплавці композиційних сплавів з роздільною подачею порошків найбільш ефективна схема, при якій реліт подається через осеве отвір фокусуючого сопла, а матричний сплав через два діаметрально протилежних канали, розташованих в його торці.

2. Для забезпечення більш рівномірної зносоустійкості наплавленого по висоті шару об'ємна частка реліта при подачі може бути збільшена до 50% без порушення процесу наплавки.

## Список літератури

1. Harper, D., Gill, M., Hart, K. W. D., Anderson, M. (2002) Plasma transferred arc overlays reduce operating costs in oil sand processing. *YTSC 2002. Intern. Spray conf., Essen, Germany, May 2002*, 278–283.
2. Сом А.І. (2004) Плазменно-порошкова наплавка композиційних сплавів на базі литих карбідів вольфраму. *Автоматическая сварка*, **10**, 49–53.

3. Сом А.І. (1999) Новые плазматроны для плазменно-порошковой наплавки. *Там же*, **7**, 44–48.
4. Жудра А.П. (2014) Наплавочные материалы на основе карбидов вольфрама. *Там же*, **6-7**, 69–74.
5. Юзвенко Ю.А., Гавриш В.А., Марьенко В.Ю. (1979) *Лабораторные установки для оценки износостойкости наплавленного металла. Теоретические и технологические основы наплавки. Свойства и испытания наплавленного металла*. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона, сс. 23–27.
6. Гладкий П.В., Переплетчиков Е.Ф., Рябцев И.А. (2007) *Плазменная наплавка*. Киев, Экотехнология.

## References

1. Harper, D., Gill, M., Hart, K. W. D., Anderson, M. (2002) Plasma transferred arc overlays reduce operating costs in oil sand processing. *In: Proc. of Int. Spray Conf. YTSC 2002 (Essen, Germany, May 2002)*, 278–283.
2. Som, A.I. (2004) Plasma-powder surfacing of composite alloys based on cast tungsten carbides. *The Paton Welding J.*, **10**, 49–53.
3. Som, A.I. (1999) New plasmatrons for plasma-powder surfacing. *Avtomatich. Svarka*, **7**, 44–48 [in Russian].
4. Zhudra, A.P. (2014) Tungsten carbide based cladding materials. *The Paton Welding J.*, **6-7**, 66–71.
5. Yuzvenko, Yu.A., Gavrish, V.A., Marienko, V.Yu. (1979) *Laboratory units for evaluation of wear resistance of deposited metal. Theoretical and technological principles of surfacing. Properties and tests of deposited metal*. Kiev, PWI, 23–27 [in Russian].
6. Gladky, P.V., Pereplyotnikov, E.F., Ryabtsev, I.A. (2007) *Plasma surfacing*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].

# ПЛАЗМОВО-ПОРОШКОВЕ НАПЛАВЛЕННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ СПЛАВІВ З РОЗДІЛЬНОЮ ПОДАЧЕЮ КАРБІДІВ ВОЛЬФРАМУ ТА МАТРИЧНОГО СПЛАВУ

О.І. Сом, Б.О. Галагуз

ТОВ фірма «Плазма-Мастер Лтд». 02094, м. Київ, вул. Попудренка, 52. E-mail: info@plasma-master.com  
Досліджені різні комбінації роздільної подачі литих сферичних карбідів вольфраму та матричного сплаву в зону наплавлення. Встановлено, що при використанні в якості матриці самофлюсуючого сплаву на основі нікелю найбільш стабільний процес наплавлення досягається, якщо карбіди вольфраму подаються через осевий отвір фокусуючого сопла, а матричний сплав через два канали, розташовані діаметрально протилежно один до одного в його торці. Бібліогр. 6, табл. 1, рис. 11.

**Ключові слова:** плазмово-порошкове наплавлення, карбіди вольфраму, реліт, самофлюсуючий сплав, матриця, розподіл карбідів, зносоустійкість, мікротвердість

## PLASMA-POWDER SURFACING OF COMPOSITE ALLOYS WITH SEPARATE FEED OF TUNGSTEN CARBIDES AND MATRIX ALLOY

A.I. Som, B.O. Halahuz

LLC firm «Plasma-Master Ltd». 52 Popudrenko Str, 02094, Kyiv. E-mail: info@plasma-master.com  
Various combinations of separate feeding of cast spherical tungsten carbides and matrix alloy into the surfacing zone have been investigated. It has been established that when a self-fluxing nickel-based alloy is used as a matrix, the most stable surfacing process is achieved if tungsten carbides are fed through the axial hole of the focusing nozzle, and the matrix alloy through two channels located diametrically opposite to each other at its end. 6 Ref., 1 Tabl., 11 Fig.

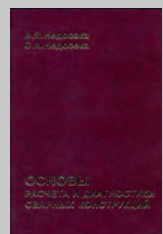
**Key words:** Plasma-powder surfacing, tungsten carbides, relite, self-fluxing alloy, matrix, carbide distribution, wear resistance, microhardness

Поступила в редакцію 2.12.2020

## Новая книга

Недосека А.Я., Недосека С.А. **Основы расчета и диагностики сварных конструкций**. Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, – 2020. – 886 с.

Изложены основные проблемы, связанные с обеспечением безопасности эксплуатации конструкций и сооружений, возникающие при расчете их прочности, при испытаниях и в процессе эксплуатации. Большое внимание уделено теории, методам и средствам диагностики и оценки состояния материала конструкций, его остаточному ресурсу. Изложены основные вопросы теории прогнозирования и принятия решений при оценке состояния конструкций. Освещены современные методы расчета и измерения температурных полей, напряжений и деформаций, показаны способы борьбы с вредными последствиями сварочных напряжений и деформаций, рассмотрены основы классической и квантовой механики разрушения. Предназначена для студентов, аспирантов и преподавателей машиностроительных специальностей вузов, для специалистов, проходящих переподготовку на курсах повышения квалификации по направлению «Техническая диагностика», а также для инженеров предприятий и организаций, занимающихся контролем и диагностикой конструкций.



# КОРОЗІЙНО-МЕХАНІЧНА ТРИВКІСТЬ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ В1341, ОТРИМАНИХ АРГОНОДУГОВИМ ЗВАРЮВАННЯМ ВІЛЬНОЮ ТА СТИСНУТОЮ ДУГОЮ

Л.І. Ниркова, Т.М. Лабур, С.О. Осадчук, М.Р. Яворська

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

В роботі наведено результати досліджень корозійно-механічної тривкості зварних з'єднань сплаву В1341 товщиною 1,2 мм в залежності від технології виконання ручного зварювання вільною та стиснутою дугою. Коефіцієнт міцності зварних з'єднань становить 0,79 та 0,8. Потенціометричними дослідженнями встановлена електрохімічна гетерогенність між основним металом та зварним швом у з'єднаннях, отриманих вільною та стиснутою дугою, яка дорівнює, відповідно 100 та 86 мВ. Більш позитивний потенціал при цьому властивий для зони з меншою площиною – зварного шва, що є безпечно для експлуатації. Прискореними корозійними випробуваннями визначено, що форма стовпа дуги при ручному зварюванні не впливає на стійкість зварних з'єднань проти розшаровуючої корозії та корозійно-механічну тривкість в умовах сталої деформації. Рівень стійкості металу проти розшаровуючої корозії з'єднань, отриманих за обох видів технології, оцінили балом 2-3. У зразках з'єднань після зварювання вільною дугою час руйнування зменшився у середньому до 20 діб порівняно з основним металом (73 доби). Аналогічні результати також одержані для з'єднань, зварених стиснутою дугою. Водночас встановлено, що застосування для зварювання стиснутої дуги викликає зниження стійкості з'єднань проти міжкристалітної корозії. Максимальна глибина руйнування границь зерен для з'єднань, отриманих вільною дугою, становить 0,350 та 0,460 мм – стиснутою дугою. Бібліогр. 15, табл. 3, рис. 11.

*Ключові слова:* алюмінієвий сплав, зварювання вільною і стиснутою дугою, зварне з'єднання, механічні властивості, структура, міжкристалітна корозія, розшаровуюча корозія, корозія при постійній деформації, потенціометрія, прискорені корозійні випробування.

Алюмінієві сплави системи легування Al–Mg–Si–Cu, які застосовують в авіаційній техніці, характеризуються високою технологічністю у поєднанні з характеристиками міцності, зварюваності та корозійної тривкості [1–8]. До такої групи сплавів відноситься сплав марки В1341, який застосовують для виготовлення конструкцій балонів, бачків, в яких зберігаються рідкі речовини [3]. Саме з цим пов'язана потреба забезпечення у виробі оптимального рівня як механічних, так й корозійних властивостей. В умовах виробництва окремі елементи конструкцій гідроактів після штампування часто з'єднуються ручним аргондуговим зварюванням неплавким електродом вільною або стиснутою дугою [1, 4, 7]. Вільна дуга характеризується порівняно низькою проплавляючою здатністю. Застосування режимів імпульсно-дугового процесу покращує форму та розміри швів, умови їх кристалізації, а також сприяє зменшенню втрати міцності основного металу при зварюванні. Завдяки циліндричній формі стовпа дуги, який утворюється внаслідок його стискання шаром інертного газу, під час зварювання стиснутою дугою відбувається збільшення концентрації тепла. Крім того, відомо [2–4], що стійкість металу шва, зазвичай, не співпадає зі стійкістю основного ме-

талу в результаті утворення при зварюванні неоднорідної структури з'єднань. Тому метою даної роботи є дослідження впливу технології ручного зварювання вільною та стиснутою дугою на комплекс корозійних та корозійно-механічних властивостей зварних з'єднань (ЗЗ) сплаву В1341Т для визначення ефективності зазначених технологічних процесів.

**Методика експериментів.** В роботі застосовано алюмінієвий сплав марки В1341, хімічний склад якого за даними спектрального аналізу, проведеного на спектрометрі ДФС-36, наступний, мас. %: (0,45...0,9) Mg, (0,5...1,2) Si, (0,15...0,35) Mn, (0,1...0,5) Cu, (0,05...0,1) Ca, 0,25 Cr, 0,2 Zn, 0,15 Ti, 0,5 Fe, інші елементи не більше 0,1, Al – основа.

Листові заготовки сплаву В1341 товщиною 1,2 мм перед зварюванням травили в 10 %-му розчині NaOH та освітлювали в 25 %-му розчині HNO<sub>3</sub>, ретельно промивали у проточній гарячій та холодній воді, висушували на повітрі. Торці заготовок механічно зачищали шабером на глибину 0,1 мм. Зварювання стикових швів здійснювали вздовж прокату листового напівфабрикату. Заготовки зварювали встик, без підкладки, однопрохідним ручним зварюванням з присадним дротом

Ниркова Л.І. – <https://orcid.org/0000-0003-3917-9063>, Лабур Т.М. – <https://orcid.org/0000-0002-4064-2644>, Осадчук С.О. – <https://orcid.org/0000-0001-9559-0151>, Яворська М.Р. – <https://orcid.org/0000-0003-2016-6289>  
© Л.І. Ниркова, Т.М. Лабур, С.О. Осадчук, М.Р. Яворська, 2020



марки Св 1217 діаметром 1,2 мм в аргоні (згідно з ГОСТ 10157 [9]). На рис. 1 наведена схема послідовності та режимів виконання зварювання.

Зварювання вільною дугою здійснювали різнополярним струмом синусоїдальної форми хвилі з використанням інвертора MW2000 фірми «Fronius», стиснутою дугою – різнополярним асиметричним струмом з прямокутною формою хвилі та перевантаженням тривалості струму, використовуючи джерело живлення PLASMA POWER SUPPLY, яке розроблено в ІЕЗ ім. Є.О. Патона для ручного та автоматичного зварювання тонколистових (0,3...1,5) мм чорних і кольорових металів на сталому і змінному струмі. Режими зварювання та зварювальні матеріали представлені в табл. 1.

Зовнішній вигляд зварних з’єднань, отриманих при зварюванні вільною та стиснутою дугою, наведено на рис. 2.

Визначення та оцінювання механічних властивостей проводили на плоских зразках з технологічним посиленням на лицевій та зворотній по-

верхніх шва. Випробування здійснювали згідно з [11, 12] на машині MTS 318-25. Навантаження виконували зі швидкістю переміщення траверси 2 мм/хв до руйнування. Під час випробувань безперервно реєстрували показники навантаження та деформації, за результатами яких розраховували значення відповідних показників: межу плинності, тимчасовий опір розриву (межу міцності) та відносне подовження. Рівень деформаційної здатності основного металу та зварних з’єднань встановлювали за показником кута згину ( $\alpha$ ) за умов триточкового згину з прикладанням навантаження зі сторони кореня шва згідно з ГОСТ 6996 [12].

Мікроструктуру зварних з’єднань вивчали на металографічних шліфах, які вирізали перпендикулярно до осі швів та готували за стандартною методикою. Для виявлення мікроструктури застосовували електролітичне травлення у розчині складу: 930 мл  $\text{CH}_3\text{COOH}$  + 70 мл  $\text{HClO}_4$ .

Електрохімічні дослідження проводили методами потенціометрії та поляризаційних кривих за допомогою потенціостату ПИ-50-1.1 та програматору Пр-8. Розподіл потенціалу по поверхні зварного з’єднання досліджували методом вимірювання потенціалу під краплею в розчині 3 % NaCl за методикою, розробленою в ІЕЗ ім. Є.О. Патона. Для аналізу поляризаційних кривих використовували притисну електрохімічну комірку. Робочим електродом слугували різні зони зварного з’єднання, електродом порівняння – насичений хлоридсрібний електрод ЭВЛ-1М1, допоміжним – платина. Поляризаційні криві реєстрували в потенціодинамічному режимі зі швидкістю сканування потенціалу 0,5 мВ/с у розчині 3 % NaCl. Поверхню зразків перед вимірюваннями зачищали

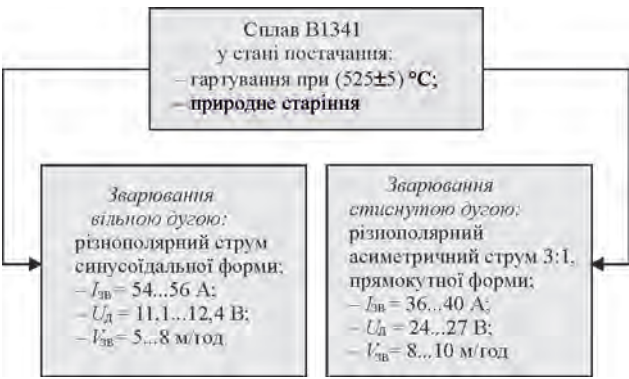


Рис. 1. Схема послідовності виконання операцій отримання зразків для досліджень та їх режими

Таблиця 1. Режими ручного одностороннього аргонодугового зварювання сплаву В1341Т товщиною 1,2 мм неплавким електродом вільною і стиснутою дугою

Спосіб зварювання	Діаметр вольфрамового електрода, мм	Діаметр присадного дроту, мм	Витрати аргону, л/хв	Витрати захисного газу, л/хв.	Витрати плазмотворюючого газу, л/хв.	Співвідношення прямої та зворотної полярності
Вільна дуга [10]	1,6	2,0...2,5	7...8,0	–	–	–
Стиснута дуга	1,6	2,0	4,0...8,0	3,0...6,0	0,8...1,5	3/1

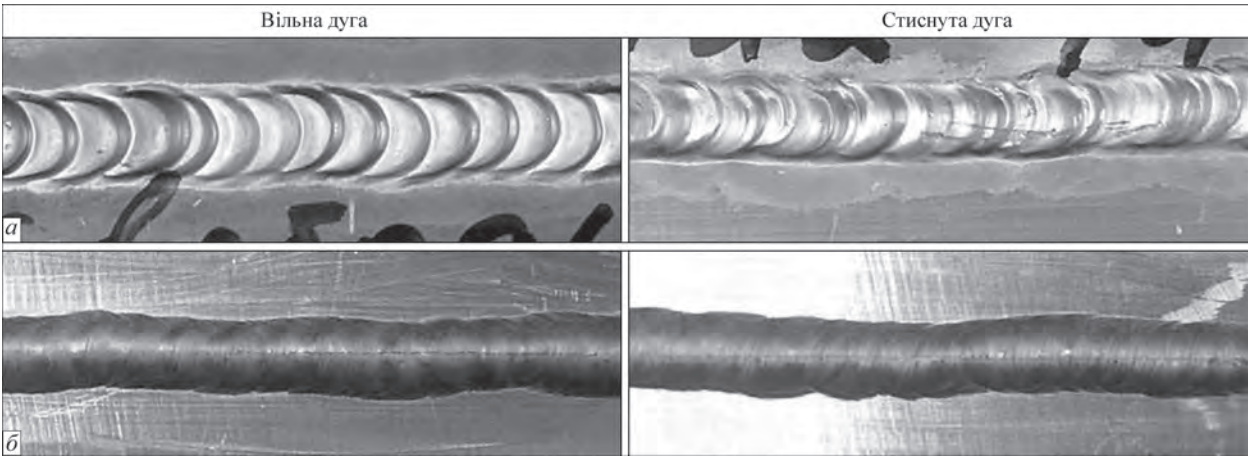


Рис. 2. Зовнішній вигляд зварних з’єднань у стані після зварювання: а – лицьова поверхня шва; б – корінь шва

шліфувальним папером та знежирювали етиловим спиртом.

Тривкість проти міжкристалітної (МКК) та розшаровуючої корозії оцінювали за стандартними методиками відповідно до ГОСТ 9.021 [13] та ГОСТ 9.904 [14].

Стійкість проти корозійного розтріскування досліджували згідно з ГОСТ 9.019 [15]. Випробування проводили за постійного осьового розтягуючого напруження на рівні 160 МПа при повному зануренні зразків зварних з’єднань у розчин 3 % NaCl на установці «Сигнал». Зварний шов розташовували перпендикулярно відносно напрямку дії вектору навантаження. Тривалість випробувань становила не менше 45 діб.

**Результати та їх обговорення.** *Геометричні параметри швів і коефіцієнт форми.* Після отримання нероз’ємних з’єднань із застосуванням різних технологічних прийомів ручного зварювання вільною та стиснутою дугою визначали геометричні розміри швів. Пояснення стосовно їх визначення наведено на рис. 3, а отримані результати – в табл. 2. Коефіцієнт форми шва розраховували за формулою:  $K = l/t$ , де  $t = h + q$ ,  $t$  – товщина шва;  $l$  – ширина шва;  $q$  – висота підсилення;  $h$  – найбільша глибина розплавленого основного металу.

Аналіз результатів розрахунку показав, що коефіцієнт форми шва зварного з’єднання, отриманого стиснутою дугою, приблизно на 4 % більше порівняно зі зварним з’єднанням, отриманим вільною дугою, тобто мало впливає на площину перетину швів.

*Макро- та мікроструктура зварних з’єднань.* Нижче представлено результати дослідження макро- та мікроструктури основного металу та

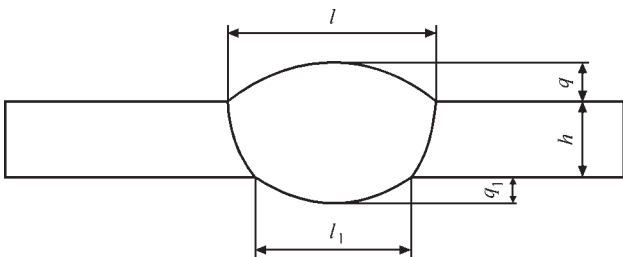


Рис. 3. Схема вимірювання геометричних розмірів швів для обчислення коефіцієнту його форми

Таблиця 2. Геометричні параметри та коефіцієнт форми швів, отримані вільною і стиснутою дугою при ручному зварюванні сплаву В1341 товщиною 1,2 мм

Спосіб зварювання	Позначення параметрів	Геометричні параметри зварних швів, мм				Коефіцієнт форми шва
		Мінімальні	Середні	Максимальні	Середні	
Ручне зварювання вільною дугою	$l$	3,53...4,86	4,68	4,92...5,60	5,2	2,43
	$l_1$	3,15...4,15	3,84	4,2...5,1	4,55	
	$q$	0,23...0,70	0,47	0,8...1,3	0,94	
	$q_1$	0,17...0,68	0,5	0,85...1,15	0,91	
Ручне зварювання стиснутою дугою	$l$	3,99...4,80	4,42	4,9...5,5	5,17	2,52
	$l_1$	3,52...4,50	4,04	4,65...5,35	4,89	
	$q$	0,15...0,56	0,38	0,6...1,3	0,85	
	$q_1$	0,35...0,58	0,48	0,75...1,15	0,97	

зварних з’єднань сплаву В1341, отриманих вільною та стиснутою дугою (рис. 4 і 5).

Металографічними дослідженнями встановлено, що мікроструктура основного металу сплаву В1341Т складається з насиченого твердого розчину, виділень фази  $Mg_2Si$  та грубих включень нерозчинних інтерметалідів, які потрапляють у метал на металургійному етапі виготовлення напівфабрикатів (рис. 5, а). Під час дугового зварювання сплаву В1341Т в металі відбуваються структурні перетворення, внаслідок яких формуються три структурні зони: шов (рис. 5, а), зона сплавлення та зона термічного впливу (рис. 5, б). Структура швів зразків у стані після зварювання однорідна з характерним розташуванням фаз і складається з дрібних дендритів (рис. 5, а). В об’ємі швів грубих дефектів і несучільностей не спостерігається.

Металографічний аналіз макроструктури з’єднань сплаву В1341Т показав, що його шви характеризуються достатньо високою якістю, оскільки відсутні грубі дефекти. У відміну від основного металу (рис. 5) в зварному з’єднанні спостерігаються три характерні ділянки структури, що відображає ступень впливу на метал термічного циклу зварювання.

Шви мають незалежно від форми дуги литу однорідну дрібнодендритну будову. Розмір дендритів змінюється в межах 0,25...0,38 мкм. Наявність

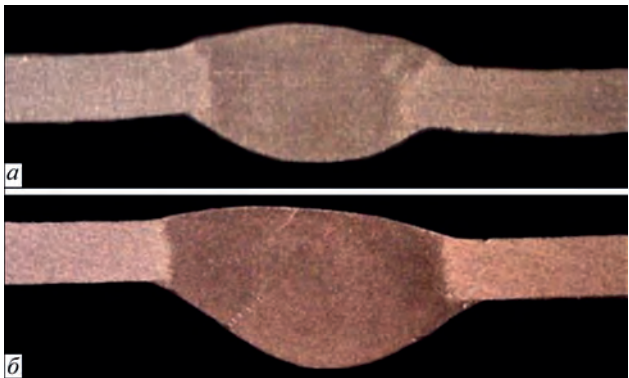


Рис. 4. Макрошліфи зварних з’єднань сплаву В1341, виконаних ручним аргондуговим зварюванням за різних технологічних прийомів зварювання неплавким електродом: а – вільною дугою; б – стиснутою дугою



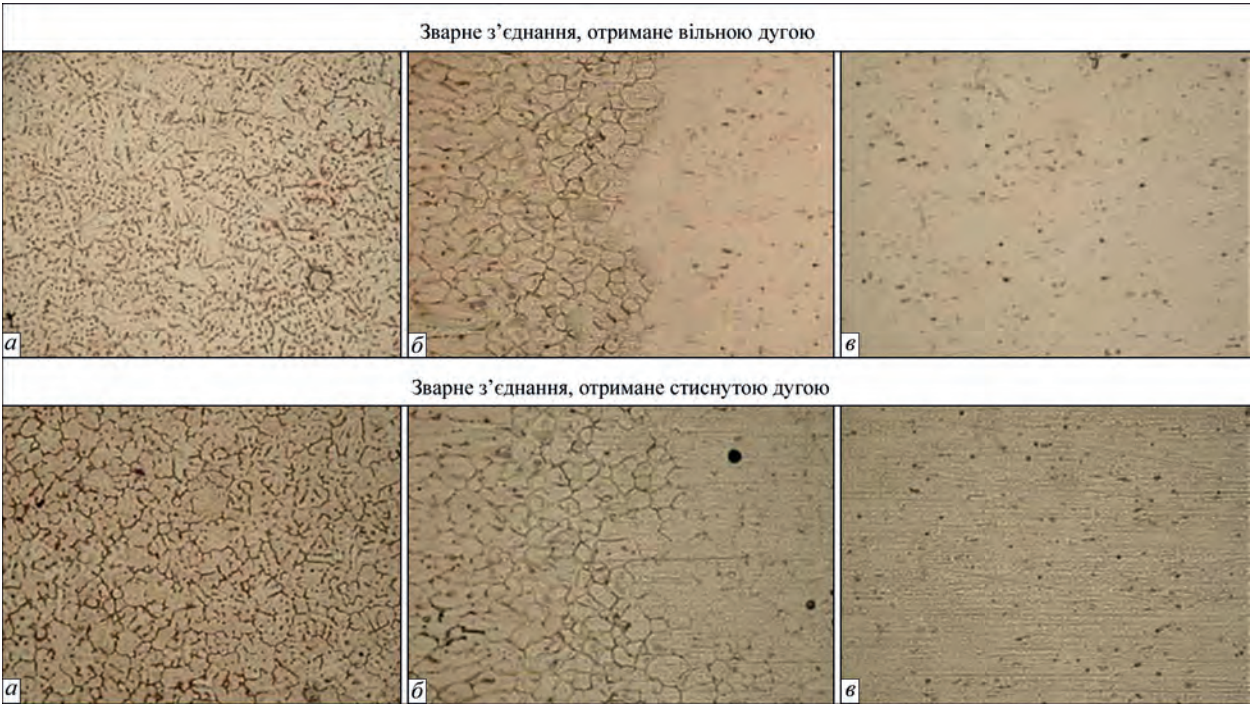


Рис. 5. Мікроструктура ( $\times 320$ ) різних зон зварних з'єднань сплаву В1341Т, отриманих стиснутою та вільною дугою: а – зварний шов; б – зона сплавлення; в – основний метал

значної кількості легуючих елементів і домішок у складі основного матеріалу та присадного дроту викликає в процесі кристалізації утворення значної кількості фаз, які розташовані рівномірно по перетину швів, але відрізняються розміром і формою. Відповідно до діаграми стану системи Al–Mg–Si–CuFe– в рівновазі з твердим розчином (матрицею) можуть знаходитися такі метастабільні фази, як  $Mg_2Si$ ,  $SiCuAl_2$ ,  $FeAl_3$ ,  $Mg_5Al_8$ , так і:  $CuFeAl_5$ ,  $CuMgAl_2$ ,  $FeSiAl_5$ ,  $FeMg_3Si_6$ . Міжкристалітні прошарки переважно щільні та мають чіткіші контури.

Мікроструктура зони сплавлення шва з основним металом характеризується наявністю оплавлених границь зерен, що утворилися в умовах зварювального нагрівання. Це супроводжується

потовщенням границь в результаті контактного плавлення зерен між собою та формування в умовах високотемпературного зварювального нагрівання евтектичної фази  $Mg_2Si$ , розташованої вздовж границь зерен (рис. 4, 5). Також відмічається розчинення деяких зміцнюючих фаз. В структурі ЗТВ під дією термічного циклу зварювання спостерігаються окремі фрагменти оплавлення границь зерен і часткові виділення вторинних фаз та евтектик. Крім того, має місце укрупнення (коагуляція) включень нерозчинних шкідливих фаз, які знижують міцність металу в ЗТВ.

Слід відмітити, що при зварюванні вільною дугою ширина зони термічного впливу зменшується. Можна припустити, що таке з'єднання матиме

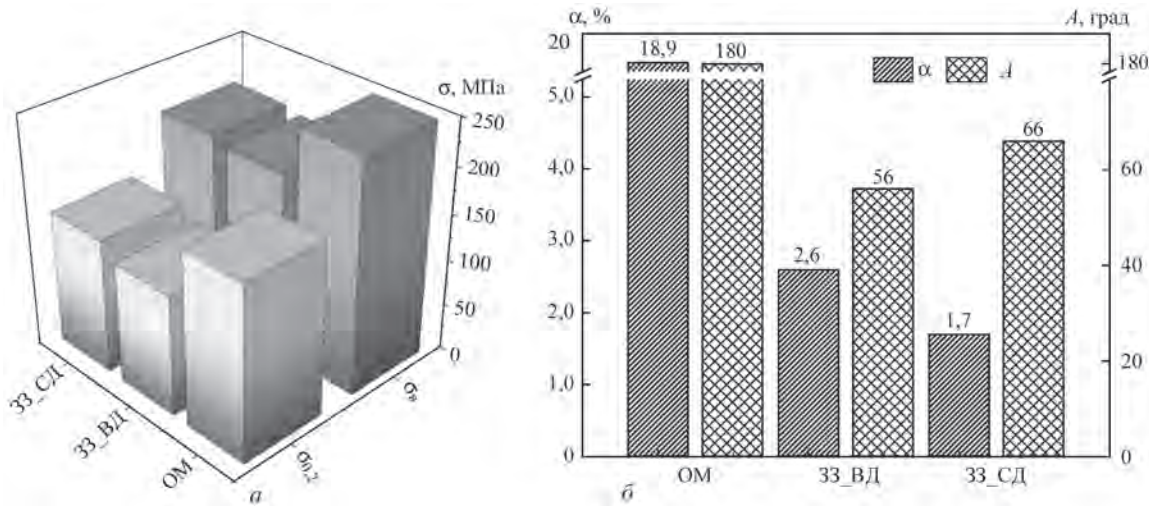


Рис. 6. Механічні властивості зварних з'єднань та основного металу: а – межа міцності та межа плинності; б – відносне подовження та кут загину (33\_СД – зварне з'єднання, отримане стиснутою дугою; 33\_ВД – зварне з'єднання, отримане вільною дугою; ОМ – основний метал)



вищу корозійну тривкість в умовах експлуатації завдяки меншій гетерогенності виробу.

**Механічні дослідження.** Механічні властивості зразків, отриманих різними технологічними прийомами, представлено на рис. 6. Аналіз отриманих результатів показує, що зразки основного металу руйнуються у робочій зоні, а руйнування зразків обох видів зварних з'єднань відбувається в зоні термічного впливу на відстані 3...5 мм від границі сплавлення. Порівняно з показниками міцності основного металу рівень цих характеристик для зварних з'єднань менший на 22 та 20 %, межа плинності – на 30 та 23 %. Коефіцієнт міцності зварних з'єднань становить 0,79 та 0,8. Різниця форми дуги сильніше впливає на характеристики пластичності. Так, кут загину знижується на 70 та 63 %, а відносне подовження – на 86 та 91 %. Отже, з'єднання, отримане стиснутою дугою, має вищу межу міцності, пластичності та кут загину порівняно із з'єднанням, виконаним вільною дугою, але при цьому значення показника відносного подовження менше ніж на рис. 6. Імовірно це пов'язано з укрупненням (коагуляцією) включень нерозчинних шкідливих фаз внаслідок дії термічного циклу зварювання стиснутою дугою. Таким чином, зварювання стиснутою дугою сприяє в деякій мірі підвищенню міцності зварних з'єднань, але разом з тим відмічається зниження рівня пластичності.

**Електрохімічні дослідження.** Потенціал корозії основного металу становить майже  $-0,729$  В. Різниця потенціалів між основним металом та зварним швом становить 0,100 В та 0,08 В для з'єднань, отриманих вільною та стиснутою дугою, відповідно (рис. 7). Тобто різниця потенціалів є достатньо високою, але потенціал корозії зварного шва більш позитивний, ніж основного металу. Різниця потенціалів між основним металом та ЗТВ знаходиться в межах допустимих ГОСТ 9.005 значень: 0,100 В для з'єднання, отриманого вільною дугою і 0,086 В – стиснутою (рис. 7, криві 1 та 2).

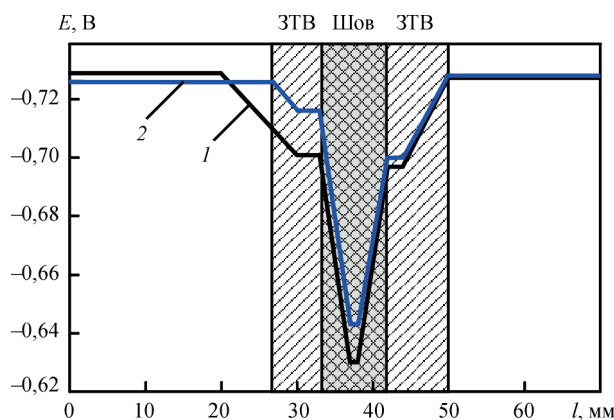


Рис. 7. Характер розподілу потенціалів під краплею на різних зонах зварних з'єднань сплаву В1341Т, отриманих різними технологічними прийомами: 1 – вільна дуга; 2 – стиснута дуга

З аналізу експериментальних результатів витікає, що обидва види зварних з'єднань мають електрохімічну гетерогенність. Однак, більш позитивний потенціал властивий для зони з меншою площею, і не представляє небезпеки при експлуатації. Електрохімічна гетерогенність між основним металом та зоною термічного впливу також має місце в з'єднаннях, отриманих за обох технологій, що необхідно враховувати при експлуатації зварної конструкції.

Поляризаційні криві, виміряні на основному металі та зварному шві, представлені на рис. 8. З рисунку видно, що анодні та катодні криві, отримані на зварних швах обох з'єднань, співпадають, що цілком закономірно. Струм анодного розчинення на зварному шві зразків обох зварних з'єднань (рис. 8, криві 2, 3) значно більше, ніж на основному металі. Катодні криві зварних швів зміщені в область менших струмів порівняно з основним металом. У водних середовищах при вільному доступі кисню корозійний процес відбувається з кисневою деполаризацією (рис. 8, криві 1'–3'). Зниження значень граничного дифузійного струму на швах порівняно з основним металом вказує на локальне гальмування корозійного процесу в цій області зварного з'єднання.

Таким чином виявлено, що вплив застосовуваних технологічних прийомів зварювання практично не впливає на електрохімічні характеристики зварного з'єднання.

**Тривкість проти міжкристалітної корозії.** Дослідження стійкості проти міжкристалітної корозії (МКК) основного металу показало, що глибина пошкодження границь зерен змінюється від 0,082 до 0,086 мм. Міжкристалітне руйнування зварного з'єднання, отриманого вільною дугою, не спостерігали в області зварного шва та зони сплавлення (рис. 9, б, в), але зафіксовано в ЗТВ.

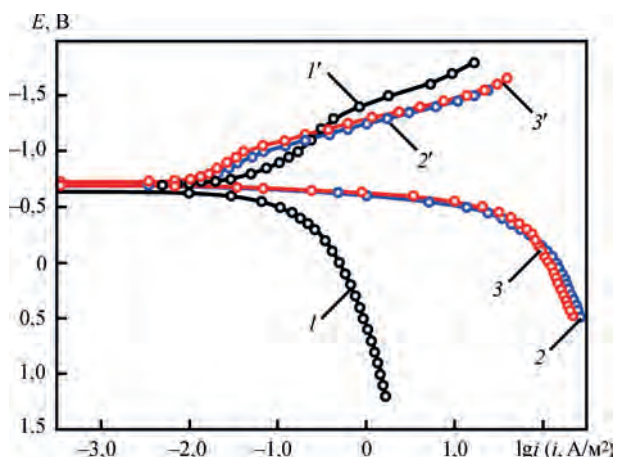


Рис. 8. Анодні (1, 2, 3) та катодні (1', 2', 3') поляризаційні криві основного металу та зварного шва на зварному з'єднанні сплаву В1341Т: 1 – основний метал; 2 – зварний шов з'єднання, отриманого вільною дугою; 3 – зварний шов з'єднання, отриманого стиснутою дугою

Глибина пошкодження границь зерен при цьому коливається від 0,245 до 0,350 мм (табл. 3).

На зварному з'єднанні, отриманому стиснутою дугою, міжкристалітної корозії шва не виявлено (рис. 9, б, в). Ділянки міжзеренного руйнування спостерігаються в зоні сплавлення та розповсюджувались на глибину від 0,222 до 0,506 мм, в ЗТВ – на глибину (0,222...0,416) мм. Тобто структурні перетворення та коагуляція нерозчинних включень шкідливих фаз не тільки викликають зниження міцності металу ЗТВ, але й призводять до зростання локального напруження на границях зерен і, як наслідок, виникнення осередку міжзеренного руйнування. Таким чином, застосування зварювання тонколистового сплаву В1341 стиснутою дугою може знижувати стійкість металу зварних з'єднань проти міжкристалітної корозії.

*Стійкість проти розшаровуючої корозії.* Результати дослідження стійкості проти розшаровуючої корозії (рис. 10) показали, що на поверхні основного металу виявлено зміну кольору та відшарування діаметром не більше 1 мм. Їх сумарна площа не перевищує 1,5 % (рис. 10). Розшарування

по торцях не виявлено. Згідно з ГОСТ 9.904, стійкість проти розшаровуючої корозії основного металу сплаву В1341 оцінено 2-3 балом за десятибальною шкалою (табл. 3). Для зварних з'єднань оцінювали стан зони термічного впливу та зварного шва. На поверхні зварних з'єднань обох типів відшарування в зоні термічного впливу та на зварному шві також відсутні. Відповідно з рекомендаціями ГОСТ 9.904, їх стійкість проти розшаровуючої корозії оцінено балом 1. Оскільки стійкість основного металу дещо нижче, ніж області зварного шва та ЗТВ, то стійкість зварного з'єднання проти розшаровуючої корозії в цілому оцінили балом 2-3. Встановлено, що особливості технології ручного аргонодугового зварювання вільною або стиснутою дугою не впливають на стійкість зварних з'єднань проти розшаровуючої корозії.

*Тривкість проти корозійного розтріскування.* Зовнішній вигляд досліджених зразків після корозійних випробувань представлено на рис. 11, а, б. Як видно, на всій поверхні зразків утворилися пітинги. В області зварного з'єднання пітинги зосереджені переважно в зоні термічного впливу,

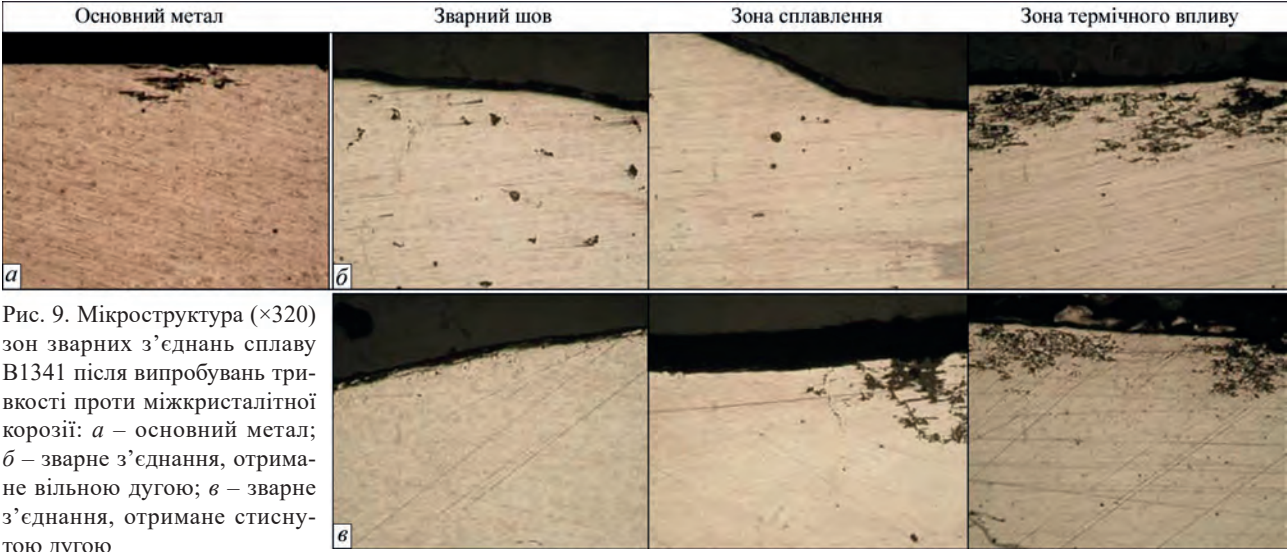


Рис. 9. Мікроструктура ( $\times 320$ ) зон зварних з'єднань сплаву В1341 після випробувань тривкості проти міжкристалітної корозії: а – основний метал; б – зварне з'єднання, отримане вільною дугою; в – зварне з'єднання, отримане стиснутою дугою

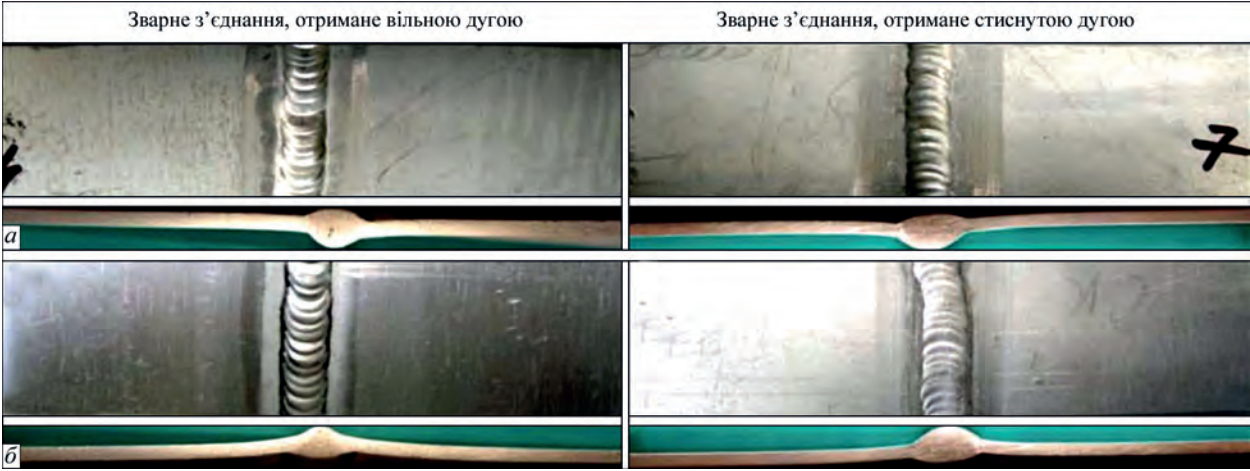


Рис. 10. Зовнішній вигляд робочих поверхонь зразків зварних з'єднань сплаву В1341Т у стані після зварювання до (а) та після (б) досліджень стійкості проти розшаровуючої корозії ( $\times 5$ )



що може свідчити про локалізацію корозії саме в цій частині зварних з’єднань сплаву В1341. Корозійно-механічна тривкість основного металу та зварних з’єднань в умовах сумісної дії постійного навантаження при повному зануренні у корозивне середовище відрізняється досить суттєво (табл. 3). Спостерігається значний розкид експериментальних даних як для основного металу, так і для зварних з’єднань. Час до руйнування зразків основного металу становив від 67 до 88 діб (майже 73 діб). Для зварних з’єднань, отриманих вільною дугою, спостерігали зменшення часу руйнування до 10...45 діб (у середньому 20 діб). Аналогічні результати отримані для зварних з’єднань, зварених стиснутою дугою. В обох випадках час руйнування з’єднань, виконаних за різними технологіями зварювання, майже втричі менше, ніж основного металу. Тобто зміна технологічних прийомів для зварювання сплаву суттєво не вплине на

значення корозійно-механічної тривкості зразків зварних з’єднань.

Висновки

За результатами комплексних досліджень механічних та корозійно-механічних властивостей зварних з’єднань сплаву В1341 товщиною 1,2 мм, отриманих аргонодуговим зварюванням вільною та стиснутою дугою, встановлено:

коефіцієнт міцності зварних з’єднань, отриманих вільною та стиснутою дугою, становить 0,79 та 0,8, відповідно. Отже, з’єднання, отримане стиснутою дугою, має вищу межу міцності та пластичності (кута згину) порівняно із з’єднанням, виконаним вільною дугою, але при цьому зменшуються значення показника відносного подовження;

за результатами електрохімічних досліджень визначено, що за обидва види технології зразки зварних з’єднань мають електрохімічну гетерогенність. Водночас, більш позитивний потенціал властивий для зони зварного шва, яка має меншу площу, що не представлятиме небезпеку при експлуатації;

встановлено, що особливості технології ручного аргонодугового зварювання не впливають на стійкість зварних з’єднань сплаву В1341Т проти розшаровуючої корозії та корозійно-механічну тривкість при постійній деформації. Водночас, застосування зварювання сплаву стиснутою дугою викликає зниження стійкості зварних з’єднань проти міжкристалітної корозії;

експериментально доведено, що корозійна тривкість зварного з’єднання, отриманого стиснутою дугою, дещо нижче, ніж у зразках, отриманих вільною дугою, але можна припустити, що вдало підібране термооброблення таких з’єднань може покращити його стійкість.

Робота виконана 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).

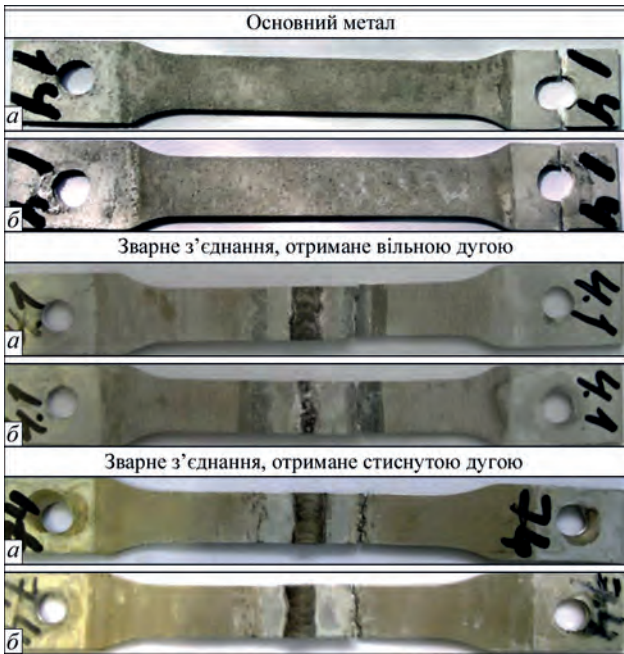


Рис. 11. Зовнішній вигляд зразків основного металу та зварних з’єднань сплаву В1341Т, отриманих вільною та стиснутою дугою, після випробувань стійкості проти корозійного розтріскування: а – лицьова поверхня, б – зворотна

Таблиця 3. Механічні, корозійні та корозійно-механічні властивості основного металу та зварних з’єднань сплаву В1341Т, отриманих вільною та стиснутою дугою

Стан	Властивості основного металу та зварних з’єднань							
	Механічні					Корозійні		Корозійно-механічні
	$\sigma_{в^2}$ МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	$\delta$ , %	$\alpha$ , град	Коефіцієнт міцності 33	Глибина міжкристалітної корозії, мм	Стійкість проти розшаровуючої корозії, бал	
Основний метал	250,5	187,6	18,9	180	-	від 0,082 до 0,086	2-3	від 67 до 88
33, отримане вільною дугою	195,0	130,1	2,6	56	0,79	від 0,245 до 0,350	2-3	від 10 до більше 45
33, отримане стиснутою дугою	200,3	144,3	1,7	66	0,80	від 0,289 до 0,467	2-3	від 9 до більше 45



## Список літератури

1. Фейгенбаум Ю.М., Дубинский С.В., 2013. Влияние случайных эксплуатационных повреждений на прочность и ресурс конструкций воздушных судов. *Научный вестник Московского государственного технического университета гражданской авиации*, 187, 83–91.
2. Кривов Г.А., Рябов В.Р., Ищенко А.Я. и др. (1998) *Сварка в самолетостроении*. Москва, МИИВЦ.
3. Ищенко А.Я., Лабури Т.М. (2013) *Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов*. Київ, Наукова думка.
4. Овчинников В.В., Грушко О.Е. (2005) Высокотехнологичный свариваемый алюминиевый сплав В1341 системы Al–Mg–Si. *Машиностроение и инженерное образование*, 3, с. 2–11.
5. J. Zheng, B., Wang, Q. (1993) *Iv he jin deng li zi hu li han chuan kong rong chi wen ding jian li tiao jian. Transactions of the China Welding Institution*, 3, 164–171.
6. Martinez, L.F., Marques, R.E., McClure, J.C., Nunes, A.C. (1992) Front side keyhole detection in aluminum alloys. *Welding J.*, 71, 5, 49–52.
7. Norlin, A. (2000) A century of aluminium – a product of the future. *Svetsaren*, 2, 2, 31–33.
8. Albert, D. (1993) Aluminium alloys in arc welded constructions. *Welding World Magazine*, 32, 3, 97–114.
9. ГОСТ 10157-79 *Аргон газообразный и жидкий. Технические условия*. Москва, Издательство стандартов.
10. Коваль В. А., Лабури Т. М., Яворська Т. Р. (2020) Властивості з'єднань алюмінієвого сплаву марки В1341Т в умовах ТІГ зварювання. *Автоматичне зварювання*, 2, 38–43.
11. ГОСТ 1497-84 *Металлы. Методы испытаний на растяжение*. Москва, Издательство стандартов.
12. ГОСТ 6996-66 *Сварные соединения. Методы определения механических свойств*. Москва, Издательство стандартов.
13. ГОСТ 9.021-74 *Единая система защиты от коррозии и старения (ЕСЗКС). Алюминий и сплавы алюминиевые. Методы ускоренных испытаний на межкристаллитную коррозию*. Москва, Издательство стандартов.
14. ГОСТ 9.904-83 *Единая система защиты от коррозии и старения (ЕСЗКС). Сплавы алюминиевые. Метод ускоренных испытаний на расслаивающую коррозию*. Москва, Издательство стандартов.
15. ГОСТ 9.019-74 *Единая система защиты от коррозии и старения. Сплавы алюминиевые и магниевые. Методы ускоренных испытаний на коррозионное растрескивание*. Москва, Издательство стандартов.

## References

1. Feigenbaum, Yu.M., Dubinsky, S.V.(2013) Influence of accidental operational damage on strength and residual life of aircraft structures. *Nauchny Vestnik MGTU GA*, 187, 83–91 [in Russian].
2. Krivov, G.A., Ryabov, V.R., Ishchenko, A.Ya. et al. (1998) *Welding in aircraft construction*. Moscow, MIIVTs [in Russian].
3. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M. (2013) *Welding of modern structures from aluminium alloys*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
4. Ovchinnikov, V.V., Grushko, O.E. (2005) High tech welded aluminium alloy V1341 of Al-Mg-Si system. *Mashinostroenie i Inzhenernoe Obrazovanie*, 3, 4, 2-11 [in Russian].
5. J. Zheng, B., Wang, Q. (1993) *Iv he jin deng li zi hu li han chuan kong rong chi wen ding jian li tiao jian. Transact. of the Chine Welding Inst.*, 3, 164–171.
6. Martinez, L.F., Marques, R.E., McClure, J.C., Nunes, A.C. (1992) Front side keyhole detection in aluminum alloys. *Welding J.*, 71, 5, 49–52.
7. Norlin, A. (2000) A century of aluminium – a product of the future. *Svetsaren*, 2, 2, 31–33.
8. Albert, D. (1993) Aluminium alloys in arc welded constructions. *Welding World Magazine*, 32, 3, 97–114.
9. GOST 10157-79: *Gaseous and liquid argon. Specifications*. Moscow, Izd-vo Standartov [in Russian].
10. Koval, V.A., Labur, T.M., Yavorska, T.R. (2020) Properties of joints of V1341T grade alloy under conditions of TIG welding. *The Paton Welding J.*, 2, 35-40.
11. GOST 1497-84: *Metals. Test methods on tension*. Moscow, Izd-vo Standartov [in Russian].
12. GOST 6996-66: *Welded joints. Methods of mechanical properties determination*. Ibid. [in Russian].
13. GOST 9.021-74: *United system of corrosion and ageing protection. Aluminium and aluminium alloys. Methods of accelerated tests for intercrystalline corrosion*. Ibid. [in Russian].
14. GOST 9.904-83: *United system of corrosion and ageing protection. Aluminium alloys. Methods of accelerated tests for layer corrosion*. Ibid. [in Russian].
15. GOST 9.019-74: *United system of corrosion and ageing protection. Aluminium and magnesium alloys. Methods of accelerated tests for corrosion cracking*. Ibid. [in Russian].

## CORROSION AND MECHANICAL DURABILITY OF WELDED JOINTS OF ALUMINUM ALLOY V1341, PRODUCED BY ARGON-ARC WELDING BY FREE AND CONSTRICTED ARC

L.I. Nyrkova, T.M. Labur, S.O. Osadchuk, M.R. Yavorska

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The paper presents the results of studies of corrosion and mechanical resistance of welded joints of V1341 alloy of 1.2 mm thickness, depending on the technology of manual argon arc welding with free and constricted arc. The strength coefficient of welded joints is 0.79 and 0.8, respectively. Potentiometric measurements showed an electrochemical heterogeneity between the base metal and welded joints obtained by free and constricted arc; with a potential difference equal to 100 mV and 86 mV, respectively. More positive potential is inherent to the region with a smaller weld area, which is safe for operation. Accelerated corrosion tests have determined that the shape of the arc column in manual welding does not affect the resistance of welded joints against exfoliating corrosion and against corrosion-mechanical breaking under conditions of constant deformation. The level of resistance of the base metal against exfoliating corrosion of the joints, produced by both types of arc welding technology, was estimated by number 2-3. The fracture time of specimens of the joints produced by free arc welding, decreased on average to 20 days compared to the base metal (73 days). Similar results were obtained for joints welded by a constricted arc. At the same time, it was found that using of a constricted arc for welding causes a lowering of the resistance of the joints against intergranular corrosion. The maximum breaking depth of grain boundaries for joints produced by a free arc is 0.350 mm, and for the joints made by a constricted arc it is 0.460 mm. 15 Ref., 3 Tabl., 11 Fig.

**Keywords:** aluminum alloy, free and constricted arc welding, welded joint, mechanical properties, structure, intergranular corrosion, exfoliating corrosion, corrosion under constant deformation, potentiometry, accelerated corrosion tests

Надійшла до редакції  
12.11.2020

# МОДЕРНІЗАЦІЯ ОПТИЧНОГО МІКРОСКОПА ТА ЙОГО ВИКОРИСТАННЯ ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ЦИФРОВИХ ЗОБРАЖЕНЬ МІКРОСТРУКТУРИ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ

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

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)

У статті проведений аналіз способів модернізації оптичних мікроскопів для одержання цифрових зображень і спрощення їх наступного аналізу при проведенні базових металографічних досліджень зразків наплавленого металу. Розглянуто два основні способи модернізації – за допомогою фотоапарата, оснащеного спеціальними адаптерами, який закріплюється на тубусі окуляра мікроскопа, та за допомогою відеоокуляра, який встановлюється замість штатного окуляра мікроскопа. Відзначені основні переваги й недоліки кожного способу. Використовуючи металографічний мікроскоп МІМ-7, фотоапарат Canon 650D, відеоокуляр SIGETA MCMOS 3100, а також зразки мікрошліфів з наплавленим шаром полутеплостійкої сталі системи легування С–Cr–Mo–W–V, проведені порівняльні металографічні дослідження. Показано, що застосування спеціального відеоокуляра SIGETA MCMOS 3100 дозволяє одержувати більш якісні цифрові зображення мікроструктур металу. В якості ілюстрації основних переваг роботи, які надає використання модернізованого у такий спосіб устаткування, наведено результати металографічного дослідження металу, наплавленого електродуговим способом порошковим дротом ПП-Нп-120В3ХМФ. Експериментально встановлено, що програмне забезпечення Tourview, яке поставляється в комплекті до відеоокуляра SIGETA MCMOS 3100, який використовувався в даних дослідженнях, дозволяє легко проводити обробку отриманих цифрових зображень, що значно розширює можливості базового металографічного аналізу. Бібліогр. 10, рис. 7.

*Ключові слова:* металографія, оптичний мікроскоп, відеоокуляр, дугове наплавлення, порошковий дріт, наплавлений метал, полутеплостійка сталь

На сьогодні у багатьох сучасних металографічних науково-дослідних лабораторіях використовуються спеціальні цифрові мікроскопи, у яких зображення, отримане з оптичної системи приладу, передається безпосередньо на світлочутливу матрицю високої чіткості, що дозволяє легко проводити його подальшу комп'ютерну обробку [1]. Найчастіше спостереження досліджуваного об'єкта ведеться або через вбудований рідкокристалічний екран, або ж через екран ноутбука або персонального комп'ютера, до якого підключений даний мікроскоп. Це значно спрощує попередній пошук і дослідження у порівнянні з необхідністю постійно дивитися в окуляр мікроскопа.

Крім того, маючи цифрове зображення досліджуваних об'єктів, можна за допомогою відповідного програмного забезпечення (далі ПЗ) накладати спеціальні фільтри, виділяти потрібні області, «склеювати» кілька зображень в одне, проводити різні виміри і т. д., що значно розширює можливості базового металографічного аналізу, дозволяє знизити витрати часу й трудомісткість на його проведення [2]. Враховуючи те, що при розробці нових матеріалів чи технологій наплавлення доводиться виконувати великий об'єм попередніх експериментів по виготовленню та дослідженню макро- і мікрошліфів наплавленого металу, задача по спрощенню базового металографічного аналізу є досить актуальною.

Однак на даний момент деяка частина дослідницьких лабораторій все ще обладнана оптичними мікроскопами МІМ, МЕТАМ, ММУ та ін. моделей, у яких оптична система дозволяє одержувати чітке зображення зі збільшенням до 1000 раз, однак відсутня можливість одержання цифрових зображень досліджуваних об'єктів.

Метою роботи є аналіз і вибір способів модернізації оптичних мікроскопів для одержання цифрових зображень і способів спрощення їх наступного аналізу при проведенні базових металографічних досліджень, а також ілюстрація можливостей модернізованого металографічного обладнання на прикладі дослідження структури полутеплостійкого наплавленого металу системи легування С–Cr–Mo–W–V.

**Аналіз способів модернізації оптичних мікроскопів.** Враховуючи високу вартість як сучасних цифрових мікроскопів, так і комплексної професійної модернізації наявних оптичних мікроскопів, багато дослідників вживають спроби модернізації «самотужки». Для цієї мети часто використовуються або різні цифрові фотоапарати, або ж спеціальні відеоокуляри.

У першому випадку завдання вирішується декількома шляхами. Так, фотозйомку можна вести безпосередньо через окуляр мікроскопа, однак такий спосіб має значні недоліки [3, 4]:

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

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

© А.А. Бабінець, І.О. Рябцев, І.П. Лентюгов, 2020

- необхідність забезпечення жорсткого закріплення окуляра з фотоапаратом і співвісності їх оптичних систем;
- необхідність забезпечення захисту від бічних засвічень;
- додаткова оптика (об'єктив фотоапарата) часто погіршує якість зображення, знижуючи його різкість і зменшуючи яскравість.

Для усунення цих недоліків зйомку через окуляр мікроскопа можна робити фотоапаратом без його об'єктива, замість якого безпосередньо використовується оптика мікроскопа [3, 4]. У цьому випадку можливі дві схеми роботи: зйомка через об'єктив і окуляр мікроскопа або зйомка тільки

через об'єктив мікроскопа (рис. 1). В обох випадках фокусування зображення здійснюється тільки мікрोगвинтом мікроскопа по зображенню на екрані фотоапарата.

Однак, як показує досвід використання вищепоказаних схем, найбільш якісні знімки вдається одержати при невеликих збільшеннях (не більше  $\times 100$ ), або ж із застосуванням додаткової спеціальної дорогої оптики. Наприклад, у роботі [5] показана працездатність подібної модернізації мікроскопа Ломо Мета Р-1 шляхом заміни окуляра цифровою дзеркальною фотокамерою Canon 650D. Тобто зображення проектувалося на матрицю без використання окуляра мікроскопа й об'єктива фотоапарата – за схемою, наведеною на рис. 1, б.

За допомогою модернізованого мікроскопа авторами [5] були отримані цифрові зображення при збільшеннях  $\times 10 \dots \times 40$  (рис. 2). З рисунка видно, що при збільшенні  $\times 40$  якість зображення стає гірше – штатного освітлення вже явно недостатньо для одержання якісного зображення. Таким чином, використання схеми, зображеної на рис. 1, б значно обмежує можливості дослідника через те, що сумарне збільшення мікроскопа в цьому випадку буде забезпечуватися лише власним збільшенням використовуваних об'єктивів мікроскопа (найчастіше в межах  $\times 4 \dots \times 90$ ) і можливостями цифрового масштабування фотоапарата. Крім того, саме зображення при всіх збільшеннях «засмічене» чорною окантовкою тубуса мікроскопу.

Як бачимо, одержання цифрових зображень з оптичного мікроскопа за допомогою звичайних цифрових фотоапаратів пов'язано з певними складностями із забезпечення гарної якості зображень і необхідністю придбання фотоапарата з можливістю заміни об'єктива, спеціальних пере-

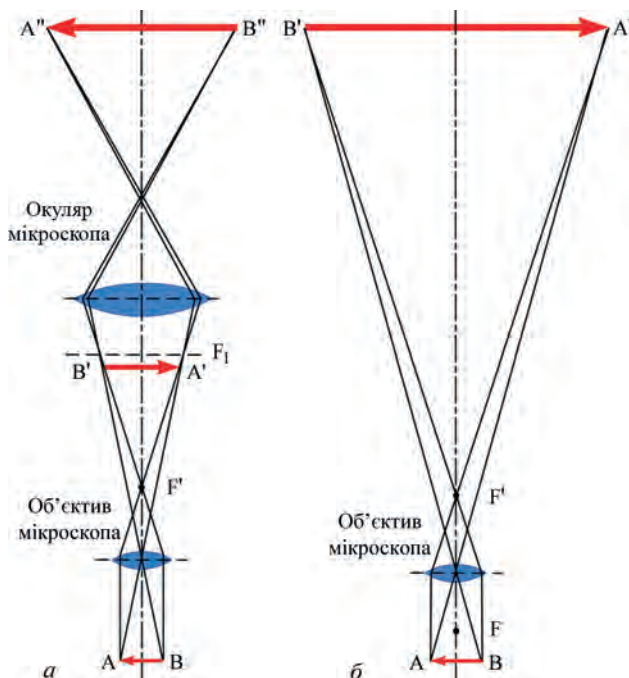


Рис. 1. Хід променів при фотозйомці об'єктивом і окуляром мікроскопа (а) і одним об'єктивом мікроскопа (б) [4]

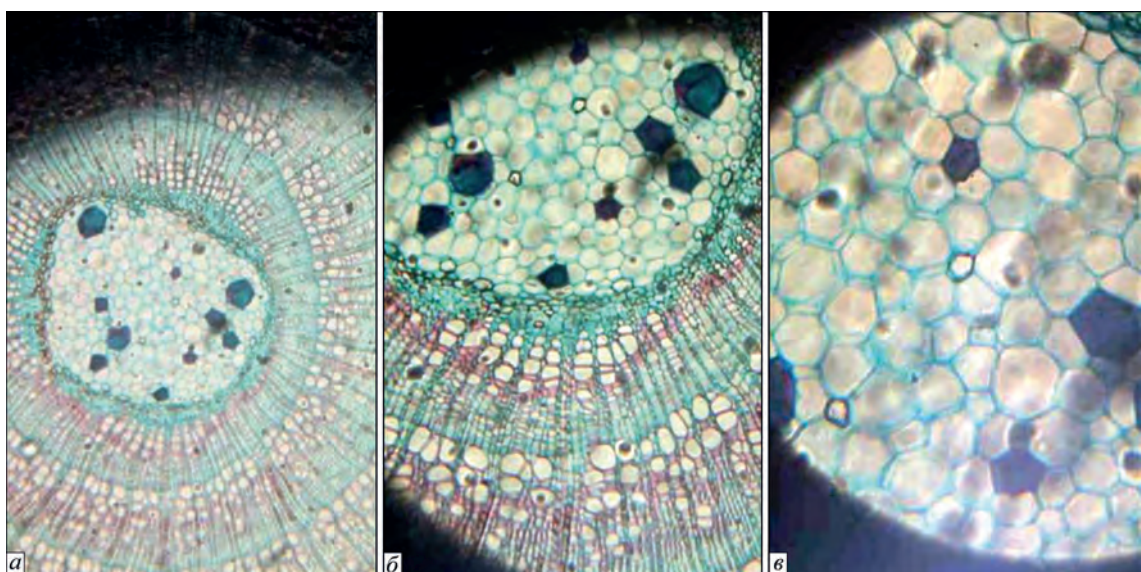


Рис. 2. Цифрові зображення об'єкта, отримане авторами роботи [5] при використанні об'єктивів зі збільшенням  $\times 10$  (а),  $\times 20$  (б) та  $\times 40$  (в)



хідників під конкретну марку фотоапарата й мікроскопа, а також такого додаткового устаткування, як зовнішні освітлювачі і т. д.

До відзначених вище недоліків слід віднести необхідність виготовлення спеціальних адаптерів для закріплення фотоапарата на мікроскопі й відсутність рідного ПЗ для обробки отриманих цифрових зображень. Таке ПЗ дозволяє проводити калібрування системи, необхідну для проведення геометричних вимірів і наступного кількісного аналізу й у випадку придбання спеціальних відеоокулярів, як правило, поставляється в комплекті з ними.

Таким чином, до переваг використання цифрового фотоапарата разом з оптичним мікроскопом можна віднести лише три – це висока світлочутливість, висока роздільна здатність знімків і можливість тривалих витримок. Але й ці переваги залежать від вартості використовуваного устаткування, через те що ручні налаштування цих параметрів можливі лише в професійних фотоапаратах.

Виходячи з цього, більш привабливо виглядає використання спеціальних відеоокулярів, які дозволяють вести роботу із зображенням у режимі реального часу безпосередньо на екрані монітора комп'ютера. Перевагою такого устаткування є простота його встановлення замість рідного окуляра, а також відповідність роздільної здатності цифрового окуляра використовуваному збільшенню, що дозволяє одержувати зображення з максимальною деталізацією без сторонніх «шумів», що значно підвищує точність і відтворюваність результатів вимірів [6, 7].

Так, у роботі [6] дослідження проводилися на мікроскопі MIM-8, замість окуляра якого була встановлена цифрова камера Scope Tek DEM35, що дозволило одержати якісні зображення мікрошліфів чавунів марок СЧ15 та ВЧ400-12 і провести подальший аналіз цих зображень. У роботі [7] для дослідження мікроструктури використовували металографічний мікроскоп Метам ЛВ-42

при збільшенні  $\times 50 \dots \times 1000$  разом із цифровим окуляром CAM V200.

Вартість цифрових відеоокулярів визначається, насамперед, роздільною здатністю одержуваного зображення, а також наявністю спеціального оптичного блоку (гомала) з певним збільшенням (найчастіше  $\times 10$ ). Наявність гомала необхідна не тільки для одержання знімків з більшим збільшенням, але й для поліпшення якості самого зображення, тому що гомал служить компенсаційним окуляром для виправлення дефектів зображення внаслідок хроматичної аберації й особливо для випрямлення кривизни площини зображення. Також на вартість таких відеоокулярів впливає зручність, пропрацьованість і кількість вимірювальних інструментів у ПЗ, що поставляється разом з окуляром [2].

Використання такого ПЗ при наступній обробці й аналізі цифрових зображень дозволяє частково автоматизувати цей процес, значно знизити витрати часу й трудомісткість при проведенні, зокрема, металографічного аналізу, а також підвищити точність отриманих результатів [2]. Прикладами такого ПЗ можуть служити як платні Thixomet і ZEISS Axiovision, так і безкоштовні, такі як imagej, Jmicrovision і ін. [6–9].

**Порівняльний аналіз двох способів модернізації мікроскопа.** На підставі викладеного вище, з метою визначення кращого способу для модернізації оптичного мікроскопа, було вирішено провести порівняльні дослідження якості одержуваних цифрових зображень, використовуючи наступне устаткування: оптичний металографічний мікроскоп MIM-7, цифровий фотоапарат Canon 650D і відеоокуляр SIGETA MCMOS 3100. Через те, що відеоокуляр SIGETA поставляється з гомалом із власним збільшенням  $\times 10$ , для забезпечення однакових умов, зйомку за допомогою фотоапарата проводили без його об'єктива із встановленим у тубус мікроскопа стандартним окуляром з таким же збільшенням  $\times 10$  (тобто за



Рис. 3. Фотоустаткування, яке використовувалося для модернізації мікроскопа MIM-7: фотоапарат Canon 650D з виготовленими під нього адаптерами (а); відеоокуляр SIGETA MCMOS 3100 із комплектними адаптерами та ПЗ Tourview (б)

схемою, зображеною на рис. 1, а). Об'єктив мікроскопа в обох випадках був однаковий – ахроматичний епіоб'єктив ЛООМП F-6,2; A-0,65, із власним збільшенням  $\times 32$ .

Через те, що мікроскоп МІМ-7 не обладнаний штатною системою для приєднання до нього фотоапарата, були виготовлені спеціальні адаптери, які одягалися на тубус окуляра мікроскопа й дозволяли закріпити на ньому фотоапарат (рис. 3, а). При цьому встановлення відеоокуляра SIGETA (рис. 3, б) на мікроскоп відбувалося значно простіше, адже в комплекті до нього вже присутні кілька адаптерів під найпоширеніші діаметри тубуса окуляра мікроскопа. Зовнішній вигляд мікроскопа МІМ-7, додатково укомплектований фотоапаратом і відеоокуляром, представлено на рис. 4.

Для прикладу, порівняння якості цифрових зображень, отриманих із цифрового фотоапарата Canon 650D і відеоокуляра SIGETA MCMOS 3100 виконували, використовуючи мікрошліфи металу, наплавленого порошковим дротом системи легування С–Cr–Mo–W–V (ПП-Нп-120В3ХМФ) [10].

Зразки для досліджень мікроструктури були вирізані із заготовок зі сталі Ст3, наплавлених у чотири шари цим дротом. Структуру наплавленого й основного металу виявляли хімічним травленням у 4%-му спиртовому розчині азотної кислоти  $\text{HNO}_3$ . Перед проведенням вимірювань виконували калібрування мікроскопа та ПЗ за допомогою об'єкта-мікрометра.

**Результати порівняльного аналізу двох способів модернізації мікроскопа.** Значні відмінності при використанні фотоапарата й відеоокуляра для одержання цифрових зображень на оптичному мікроскопі спостерігаються вже на перших етапах роботи – при налаштуванні устаткування. У випадку використання фотоапарата необхідно правильно налаштувати величину витримки, діафрагми, світлочутливості, балансу білого і т. д., через те що най-

частіше автоматичні налаштування не дозволяють одержати прийнятну якість зображення. Зробити це на високому рівні, дивлячись у невеликий екран фотоапарата досить проблематично (рис. 4, а). Крім того, налаштуваннями фотоапарата так і не вдалося прибрати жовтизну зображення, яку дає лампа розжарювання, використовувана в мікроскопі МІМ-7.

Після встановлення відеоокуляра SIGETA у тубус мікроскопа він підключається за допомогою usb-кабелю до комп'ютера та, використовуючи ПЗ, яке поставляється у комплекті з відеоокуляром, виводить одержуване зображення на екран (рис. 4, б). Наведення на різкість і пошук потрібної ділянки мікрошліфа на великому екрані значно легше, а завдяки широким можливостям ПЗ Tourview, ручне налаштування якості (якщо автоматичні налаштування не влаштовують користувача) зображення, одержуваного з мікроскопа, займає не більше декількох хвилин. У режимі реального часу користувач може міняти «повзунками» такі параметри як витримка, баланс білого, колірний тон, насиченість, яскравість, контраст, різкість і ін., досягаючи максимальної якості одержуваного зображення. Також, використовуючи вбудовані можливості ПЗ, можна зменшувати «шум» зображення, виділяти на ньому об'єкти одного кольору, «зшити» кілька зображень в одне і т. д.

Для порівняння, зображення однакових ділянок зразка, отриманих за допомогою цифрового фотоапарата Canon 650D і відеоокуляра SIGETA при однаковому збільшенні ( $\times 320$ ), наведені на рис. 5. Як видно, застосування відеоокуляра SIGETA дозволяє одержати більш високу якість і деталіровку зображення у порівнянні з використанням цифрового фотоапарата. Крім того, різкість зображень, отриманих за допомогою фотоапарата, не однакова по всій площі знімка – зона різкості в центральній частині знімка займає близько 45 % від його загальної площі (рис. 5, а, б). Зображення, отримане за допомогою

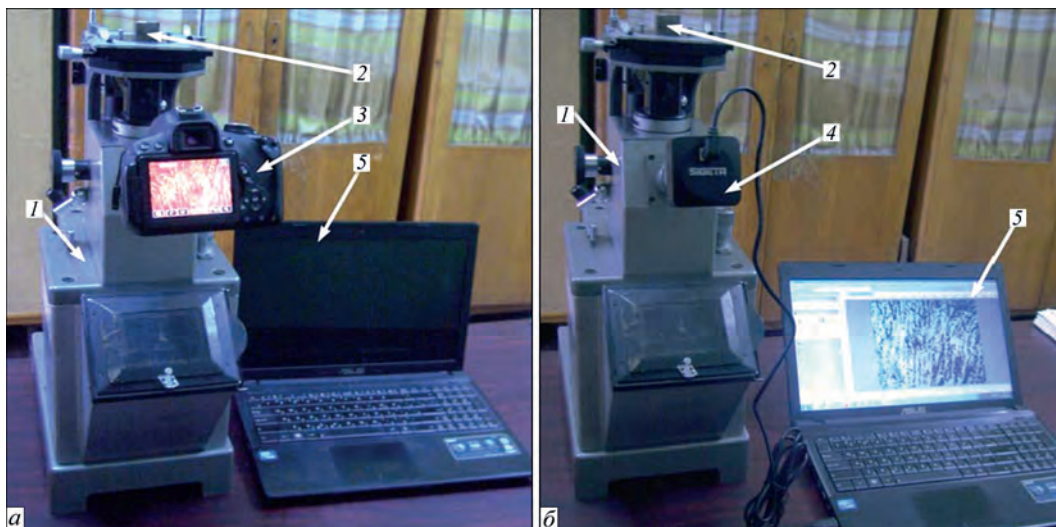


Рис. 4. Модернізований мікроскоп МІМ-7 при використанні фотоапарата (а) або відеоокуляра (б): 1 – мікроскоп МІМ-7; 2 – досліджуваний зразок; 3 – фотоапарат Canon 650D; 4 – відеоокуляр SIGETA; 5 – ноутбук із спеціальним ПЗ.



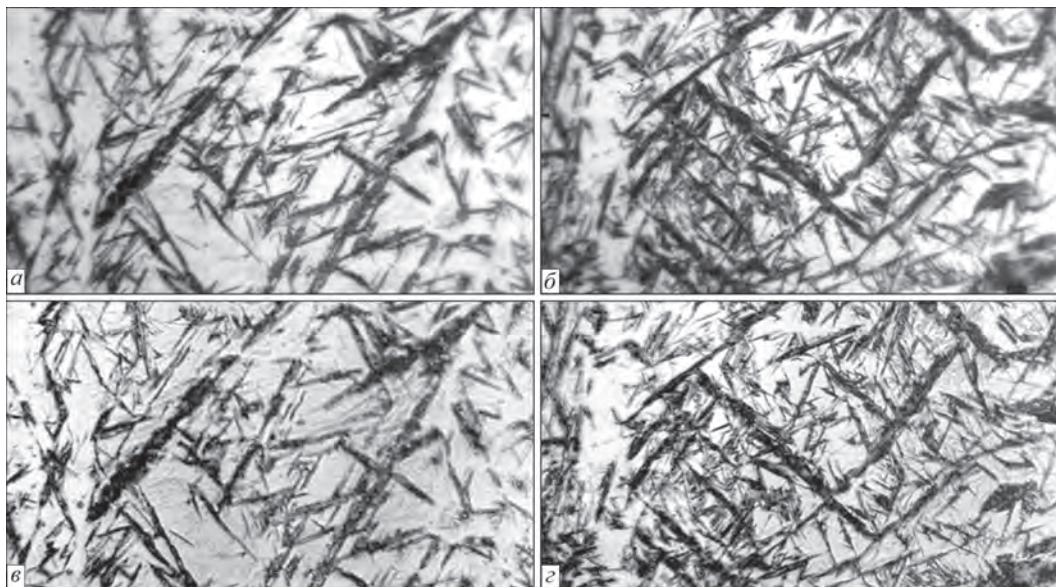


Рис. 5. Мікроструктура ( $\times 320$ ) зразка, наплавленого дротом ПП-Нп-120В3ХМФ. Фото отримане за допомогою фотоапарата Canon 650D (а, б) та відеоокуляра SIGETA MCMOS 3100 (в, з)

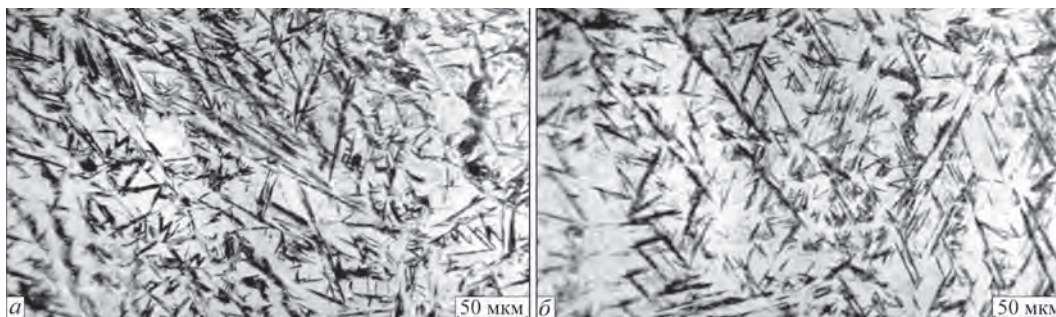


Рис. 6. Мікроструктура ( $\times 320$ ) металу в центрі (а) та у верхнього краю (б) шару, наплавленого порошковим дротом ПП-Нп-120В3ХМФ

відеоокуляра SIGETA, має більш рівномірну різкість практично по всій площі знімка (рис. 5, в, з). У цьому випадку область із гарною різкістю становить більше 85 % від площі знімка.

Враховуючи описані вище переваги застосування відеоокуляра SIGETA, в якості ілюстрації, далі більш повно наведено можливості роботи з даним устаткуванням та ПЗ Tourview при проведенні металографічного аналізу.

Структура металу, наплавленого порошковим дротом ПП-Нп-120В3ХМФ, складається з мартенситу з великими й дрібними голками різної протравленості та невеликої кількості залишкового аустеніту (рис. 6, а). У верхнього краю наплав-

леного металу кількість залишкового аустеніту трохи збільшується, а розмір голок мартенситу навпаки – зменшується (рис. 6, б). При цьому характерна структура литого металу зберігається по всій висоті наплавленого шару. Аналіз структури металу в зоні термічного впливу (ЗТВ) показав (рис. 7, а), що вона складається з феритно-перлітної суміші, при цьому кількість фериту переважає.

Слід відзначити, що в наплавлених зразках виявлені окремі пори в нижньому шарі наплавленого металу, поблизу лінії сплавлення (рис. 7, б). Середній розмір пор становить 76 мкм. Також на полірованих нетравлених зразках визначали розміри, кількість і бал неметалічних включень. У

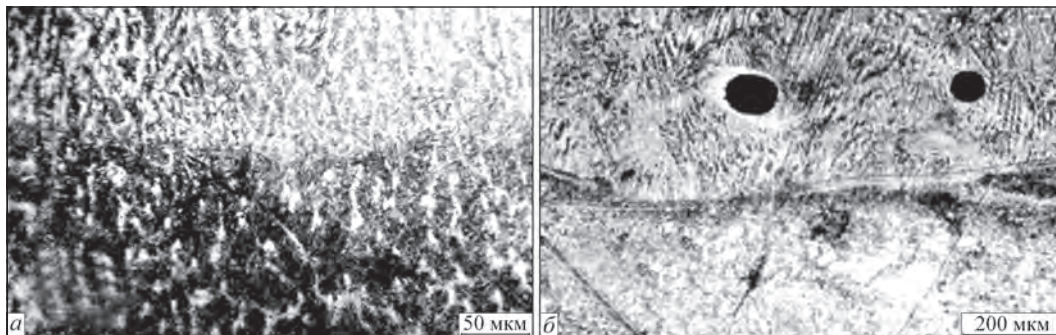


Рис. 7. Мікроструктура металу біля лінії сплавлення в зразку, наплавленого дротом ПП-Нп-120В3ХМФ: а –  $\times 320$ ; б –  $\times 90$



досліджуваних зразках виявлені оксиди, сульфіді й оксисульфіді. Кількість включень невелика, розташовані вони досить рівномірно й мають переважно округлу форму. Об'ємна частка включень у металі, наплавленому дослідним порошковим дротом ПП-Нп-120ВЗХМФ, склала 0,18 %.

## Висновки

1. Для модернізації оптичних мікроскопів з метою одержання цифрових зображень, існує кілька різних способів, найбільш доцільним з яких є застосування цифрових відеоокулярів, що встановлюються безпосередньо в тубус мікроскопа без будь-яких додаткових маніпуляцій. Значно прискорити й спростити вимірювання при проведенні базового металографічного аналізу можна використовуючи спеціалізоване ПЗ для обробки цифрових зображень.

2. Використовуючи мікрошліфи металу, наплавленого порошковим дротом системи легування С–Cr–Mo–W–V (ПП-Нп-120ВЗХМФ), показано основні переваги та можливості металографічного аналізу, проведеного за допомогою мікроскопу МІМ-7, модернізованого шляхом встановлення відеоокуляра SIGETA MCMOS 3100 та використання ПЗ Tourview 3.7.

## Список літератури

1. Литовченко С.В., Малихина Т.В., Шпагина Л.О. (2011) Автоматизация анализа металлографических структур. *Вісник Харківського національного університету*, 960, 215–223.
2. Пантелеев В.Г., Егорова О.В., Клыкова Е.И. (2005) *Компьютерная микроскопия*. Москва, Техносфера.
3. Транковский С.Д. (2014) Как работает микроскоп. *Наука и жизнь*, 2, 101–104.
4. Hawkins A., Avon D. (1980) *Photography: The guide to technique*. London, Book Club Associates.
5. Гужов В.И., Ильтимиров Д.В., Хайдуков Д.С. и др. (2016) Модификация оптических микроскопов. *Автоматика и программная инженерия*, 2, 71–76.
6. Лутай А.М., Клімчук О.С., Ключінський В.Б. (2016) Автоматизация анализа металлографических структур.

- Материали III міжн. науково-практ. конф. «Автоматизация і комп'ютерно-інтегровані технології»*. Київ, НТУУ «КПІ», сс. 121–123.
7. Глухова К.Л., Долгодворов А.В. (2014) Исследование микроструктуры композиционного конструкционного материала на этапе получения углепластика. *Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника*, 2, 222–235.
  8. Терновых А.М., Тронза Е.И., Юдин Г.А., Дальская Г.Ю. (2013) ELEMENTIZER – программный модуль микроструктурного анализа. *Вестник МПГУПИ. Серия: приборостроение и информационные технологии*, 44, 106–114.
  9. Зубко Ю.Ю., Фролов Я.В., Бобух А.С. (2017) Влияние МНРКУП на микроструктуру АД0. *Обработка материалов давлением*, 2, 93–100.
  10. Lentyugov, I.P., Ryabtsev, I.A. (2015) Structure and properties of metal deposited by flux-cored wire with charge of used metal-abrasive wastes. *The Paton Welding J.*, 5/6, 87–89. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.06.19>

## References

1. Litovchenko, S.V., Malykhina, T.V., Shpagina, L.O. (2011) Automation of analysis of metallographic structures. *Visnyk KhNU*, 960, 215–223 [in Russian].
2. Panteleev, V.G., Egorova, O.V., Klykova, E.I. (2005) *Computer microscopy*. Moscow, Tekhnosfera [in Russian].
3. Trankovsky, S.D. (2014) How the microscope operates. *Nauka i Zhizn*, 2, 101–104 [in Russian].
4. Hawkins, A., Avon, D. (1980) *Photography: The guide to technique*. London, Book Club Associates.
5. Guzhov, V.I., Iltimirov, D.V., Khaidukov, D.S. et al. (2016) Modification of optical microscope. *Avtomatika i Programnaya Inzheneriya*, 2, 71–76 [in Russian].
6. Lutai, A.M., Klimchuk, O.S., Klyufinskiy, V.B. (2016) Automation of analysis of metallographic microstructures. In: *Proc. of 3rd Int. Sci.-Pract. Conf. on Automation and Computer-Integrated Technologies*. Kyiv, NTUU KPI, 121–123.
7. Glukhova, K.L., Dolgodvorov, A.V. (2014) Examination of microstructure of composite structural material at the stage of carbon-filled plastic producing. *Vestnik PNPU. Aerokosmicheskaya Tekhnika*, 2, 222–235 [in Russian].
8. Ternovykh, A.M., Tronza, E.I., Yudin, G.A., Dalskaya, G.Yu. (2013) ELEMENTIZER – program module of microstructural analysis. *Vestnik MPGUPiI. Priborostroenie i Informatsionnye Tekhnologii*, 44, 106–114 [in Russian].
9. Zubko, Yu.Yu., Frolov, Ya.V., Bobukh, A.S. (2017) Influence of MECAP on microstructure of AD0. *Obrabotka Materialov Davleniem*, 2, 93–100 [in Russian].
10. Lentyugov, I.P., Ryabtsev, I.A. (2015) Structure and properties of metal deposited by flux-cored wire with charge of used metal-abrasive wastes. *The Paton Welding J.*, 5/6, 87–89. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.06.19>

# MODERNIZATION OF OPTICAL MICROSCOPE AND ITS USE TO OBTAIN DIGITAL IMAGES OF MICROSTRUCTURE OF DEPOSITED METAL

A.A. Babinets, I.O. Riabtsev, I.P. Lentyugov

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

The article analyzes the methods of modernization of optical microscopes to obtain digital images and simplifies their subsequent analysis while conducting basic metallographic examinations of deposited metal specimens. Two main methods of modernization were considered: with the help of a camera, equipped with special adapters, which is attached to the tube of the microscope eyepiece and with the help of a video eyepiece, which is installed instead of a standard microscope eyepiece. The main advantages and disadvantages of each method were noted. Using MIM-7 metallographic microscope, Canon 650D camera, SIGETA MCMOS 3100 video eyepiece, as well as specimens of microsections with a deposited layer of semi-heat-resistant steel of C – Cr – Mo – W – V alloying system, comparative metallographic examinations were performed. It is shown that the use of a special video eyepiece SIGETA MCMOS 3100 allows obtaining better digital images of metal microstructures. As an illustration of the main advantages of the work, provided by the use of the equipment modernized in this way, the results of metallographic examination of metal, deposited by electric arc method using flux-cored wire PP-NP-120V3KhMF, were provided. It was experimentally established that the Tourview software, supplied with the eyepiece SIGETA MCMOS 3100, used in these examinations, allows easy processing of the obtained digital images, which greatly expands the capabilities of basic metallographic analysis. 10 Ref., 7 Fig.

*Key words:* metallography, optical microscope, video eyepiece, arc surfacing, flux-cored wire, deposited metal, semi-heat-resistant steel

Надійшла до редакції 17.11.2020

«Найсильніший бік виставкової діяльності – виставка як маркетинговий інструмент активно діє на всі п'ять почуттів людини»

Вінсент Жерар,  
директор-розпорядник  
Всесвітньої асоціації виставкової індустрії.

## ХІХ МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ 2020

З 24 по 27 листопада 2020 р. на території Міжнародного виставкового центру був успішно проведений ХІХ Міжнародний промисловий форум – найбільша промислова виставка в Україні, яка з 2005 р. входить до переліку провідних світових промислових виставок, офіційно сертифікованих та визнаних Всесвітньою асоціацією виставкової індустрії (UFI), що є найвищим рівнем світового визнання для виставки. Мета виставки – демонстрація досягнень у галузі металообробки, зварювання, машинобудування та суміжних областей. Готуючись до виставки її організатор, Міжнародний виставковий центр, дотримувався рекомендацій UFI і МОЗ України, пов'язаних з пандемією.

Основні напрямки виставки: *Металообробка* (металообробні технології, обладнання); *УкрВторТех* (комісійна техніка, обладнання); *УкрЛитво* (обладнання та технології для ливарного виробництва); *УкрЗварювання* (технології, обладнання та матеріали); *Гідравліка. Пневматика*; *Підшипники* (підшипники котіння та ковзання); *УкрПромАвтоматизація* (автоматизація виробництва, автоматизовані системи управління технологічними процесами, автоматизація об'єктів промисловості); *Підйомно-транспортне, складське обладнання*; *Зразки, стандарти, еталони, прилади* (контрольно-вимірювальні прилади, лабораторне та випробувальне обладнання, метрологія, сертифікація); *Безпека виробництва* (засоби захисту, безпека робочої зони).

За дні роботи заходів МВЦ відвідало 5823 фахівців. Загальна кількість учасників – 173 підприємства. Зарубіжна складова експозиції була представлена 17 учасниками з 9 країн: Австрія, Грузія, Іран, Італія, Китай, Німеччина, Польща, Туреччина, Швейцарія.

Програма виставок складалася з 17 різнопланових заходів, серед яких:

- ХІV відкритий конкурс професійної майстерності зварювальників України «Золотий кубок Бенардоса – 2020»;

- конференція «Забезпечення ливарною продукцією підприємств машинобудування України»;

- доповіді на відкритому дискусійному майданчику з адитивних технологій.

Міжнародний промисловий форум цього року вразив новітніми лазерними технологіями для рі-

зання металу і зварювання. Одночасно декілька компаній на своїх стендах створили можливість побачити наживо роботу такого обладнання. Також ситуація в світі, яка позначилася на доставці вантажів з-за кордону, дещо активізувала українських виробників. Вони були представлені у всіх експозиціях заходу: металообробне обладнання, гідравлічні компоненти і системи, зварювальне обладнання та матеріали, програмне забезпечення, вантажопідйомна техніка та складське обладнання.

Загальний успіх виставки і задоволеність її результатами з боку учасників обумовлені кількома чинниками. У важких «обмежувальних» умовах, пов'язаних з пандемією, були побоювання, що відвідувачів не буде і ефективність участі у виставці виявиться нульовим. У реальності вийшло навпаки – відвідувачі були і виявили живий інтерес до заходу. Кількість, можливо, в даних непростих умовах і знизилася, проте якість відвідування залишилася на гідному рівні. Багато компаній зазначили, що успіх виставки та їх участі в ній дає мотивацію для розвитку, створення новинок і збільшення внеску в розвиток галузі. Учасники, які виступали зі стендом не вперше, зазначали, що відвідувачі приходили на виставку цілеспрямовано до їх стендів, з конкретними питаннями та проєктами, пам'ятаючи бренди з попереднього року. Це свідчить як про те, що компанії і їх продукція після участі у виставках стають більш впізнаваними, так і про те, що повторна і постійна участь у тематичних виставках значно примножує ефективність таких інвестицій для підприємств-учасників. Також учасниками зазначено, що відвідуваність виставки і географія відвідувачів (усі регіони України) перевершили очікування.



Під час проведення конкурсу професійної майстерності зварювальників України «Золотий кубок Бенардоса – 2020»





Стенд компанії «ARAMIC»

Відзначимо деякі компанії в галузі зварювання та неруйнівного контролю, стенди яких викликали значний інтерес у відвідувачів.

Українсько-чеське підприємство «ARAMIC» є виробником технологічного обладнання, зокрема, лазерних комплексів для різання листового металу і труб. Компанія пропонує установку лазерного зварювання металу GM7, яка є високотехнологічним інструментом, призначеним для автоматичного точкового і шовного зварювання по довільному контуру. Комплекс дозволяє забезпечити високу міцність і надійність зварного з'єднання. Потужності лазерів апарату 150...1000 Вт, товщина зварюваного металу 0,3...1,2 мм, використовується імпульсний ND: AG лазер (або напівпровідниковий), який має широкий діапазон регулювання для управління енергією, формою і тривалістю імпульсу, а також частотою повторення.

Машинобудівний завод «BICTEK» спеціалізується з виробництва популярних марок зварювальних електродів та обмідненого зварювального дроту Св-08Г2С-О діаметрами 0,8/1,0 мм на пластиків котушці 5/15 кг.

Дослідний завод зварювального устаткування ІЕЗ ім. Є.О. Патона випускає великий асортимент професійного зварювального обладнання і є одним із лідерів ринку на території України. Впроваджуючи провідні технології і конструкторські розробки, завод виробляє зварювальне обладнання високої якості з оптимальними технічними характеристиками, що задовольняють по-

треби як великих промислових підприємств, так і приватних майстрів. Завод випускає також широку номенклатуру покритих електродів для ручного дугового зварювання та зварювальний дріт Св-08Г2С діаметрами 0,8, 1,0 та 1,2 мм. Зварювальні електроди торгової марки ПАТОН™ розроблені спільно з фахівцями Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона відповідно до вимог стандартів ГОСТ та сертифіковані для продажу як в Україні, так і на ринках країн Європи та Азії.

Завод автогенного обладнання «ДОНМЕТ» на основі власних запатентованих розробок, серійно випускає десятки найменувань обладнання для різання, зварювання та пайки металів. Під час пандемії завод збільшив виробництво медичного обладнання для подавання і розподілу кисню (редуктори медичні кисневі зі зволожувачем; ротаметри кисневі медичні; вентилі кисневі медичні палатні; вентилі кисневі медичні з'єднувальні (для ШВЛ); колектори рампові кисневі). Редуктор медичний кисневий зі зволожувачем при підключенні до кисневого балону може забезпечити хвору людину киснем протягом декількох годин.

«Закордонмонтажспецбуд» впроваджує виготовлення та монтаж нестандартного сталевого обладнання як на монтажному майданчику заводу, так і на власному заводі нестандартного обладнання в м. Бровари, використовуючи найсучасніші технології зварювання.

Основним напрямком діяльності компанії «Інвестиції та зростання» є розробка та виготовлення засобів технічного зору, продаж та інтеграція робіт, а також зварювального обладнання; розробка



На стенді компанії «ДОНМЕТ»; редуктор медичний кисневий зі зволожувачем з підключенням до кисневого балону







зварювальних технологій; розробка та виготовлення лазерних безконтактних вимірювальних систем.

Компанія «**НОВОТЕСТ**» є виробником високоефективних пристроїв для неруйнівного та технічного контролю якості. Маючи передові виробничі можливості та досвідчений колектив розробників, компанія може забезпечити клієнтів якісною продукцією: твердомірами металів різних типів, товщиномірами покриттів, ультразвуковими та магнітопорошковими дефектоскопами.

«**Промавтосварка**» протягом останніх років розробляє обладнання та технології для нанесення покриттів методом металізації. Здійснюється виробництво металізаторів, які успішно застосовуються на підприємствах України для нанесення антикорозійних покриттів з цинку, алюмінію, бронзи, а також для відновлення зношених деталей та для придання деталям особливих властивостей.

«**Самміт**» – спеціалізоване підприємство з продажу, обслуговування електрозварювального обладнання, є офіційним представником відомих брендів KEMPI OY, HYUNDAI WELDING, KEMPER, ABICOR BINZEL, FANUC ROBOTICS та ін. Компанія постачає зварювальні інвертори, напівавтомати, зварювальні автомати, зварювальні трактори; машини контактного зварювання; обладнання для плазмового різання; редуктори, вентилі, пальники, різакі; зварювальні матеріали (дріт, флюс, електроди); роботи для зварювання.

Компанія «**ТЕСЛАБЕЛД**» випускає промислові зварювальні апарати, автоматизовані комплекси, верстати з ЧПК для зварювання та різання металів, системи шипування екранних труб.

Компанія «**Укрінтех**» займається виробництвом і постачанням випробувального устаткування, приладів неруйнівного контролю, устаткування для металографії і технічної діагностики, комплексним оснащенням лабораторій контролю якості.



На стенді видавництва ІЕЗ ім. Є.О.Патона

На стенді видавництва ІЕЗ ім. Є.О. Патона відвідувачі та учасники виставки мали можливість ознайомитись з останніми випусками фахових журналів «Автоматичне зварювання», «Сучасна електрометалургія» і «Технічна діагностика та неруйнівний контроль», а також з книжковою продукцією інституту, в т. ч. з альбомами, які були видані до 100-річчя від дня народження академіка Б.Є. Патона та 150-річчя від дня народження академіка Є.О. Патона (альбоми в електронному форматі можна замовити у видавництві).

Повний перелік учасників XIX Міжнародного промислового форуму можна знайти за посиланням: <https://www.iec-expo.com.ua/pfua-2020/sppf-2020.html>.

Промислові виставки Міжнародного виставкового центру у 2021 р.: XIII Міжнародна спеціалізована виставка «Київський технічний ярмарок», 27–30 квітня 2021 р.; XX Міжнародний промисловий форум, 16–19 листопада 2021 р.

*За матеріалами пост-релізу виставки.*

## ДИСЕРТАЦІЇ НА ЗДОБУТТЯ НАУКОВОГО СТУПЕНЯ



М. С. Завертанний (Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України) захистив 2 грудня 2020 р. кандидатську дисертацію на тему: «Технологія стислого зварювання жароміцних сплавів у різнорідному сполученні».

Дисертація присвячена вивченню закономірностей формування структури і механічних властивостей зварних з'єднань жароміцних сплавів при способах зварювання тиском та пошуку шляхів інтенсифікації пластичної деформації при контактних об'ємах металу в процесі зварювання.

В роботі досліджено температурні умови формування зварних з'єднань різнойменних жароміцних нікелевих сплавів ЕП741НП, ВЖЛ12У та ЕІ698ВД при зварюванні тертям (ЗТ). Розра-

хунковим шляхом визначено вплив термічного циклу ЗТ та післязварювальної термічної обробки на розподіл залишкових напружень в зварних з'єднаннях. Визначено мінімальні тиски, які забезпечують осадку заготовок при ЗТ ЖНС у різнойменному сполученні. Виявлено ступінчастий характер осадки при ЗТ сплавів ВЖЛ12У та ЕТГ741НП при перевищенні певного критичного значення тиску при терті.

Досліджено формування зварних з'єднань при контактному стиковому зварюванні опором алюмініду титану  $\gamma$ -TiAl та  $\gamma$ -TiAl з титановим сплавом ВТ5 через проміжні нанощаруваті фольги.

Визначено інтервали зміни технологічних параметрів процесів ЗТ та КСЗ опором, які забезпечують формування бездефектних з'єднань жароміцних сплавів.



О. М. Берднікова (Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України) захистила 22 грудня 2020 р. докторську дисертацію на тему «Структурні критерії міцності та тріщиностійкості зварних з'єднань високоміцних сталей».

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.02.01 – «Матеріалознавство». – Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ, 2020.

Дисертація присвячена встановленню закономірностей впливу особливостей структурно-фазового складу металу зварних з'єднань високоміцних сталей різного класу міцності на їх механічні характеристики й тріщиностійкість шляхом визначення структурних критеріїв, що забезпечують необхідний комплекс цих властивостей. Досліджено структуру і властивості зварних з'єднань високоміцних сталей з межею плинності від 690 МПа до 1300 МПа в залежності від швидкостей і охолодження та зварювання, легування швів, умов термообробки та способів зварювання (дугове механізоване, лазерне, гібридне лазерно-дугове зварювання): конструкційних низьковуглецевих сталей бейнітно-феритного та бейнітно-мартенситного типу (alform 620M; 17X2M; 14XГН2МДАФБ; 1Ч-А-ХТКА-700); високовуглецевих феритно-перлітного типу (колісна сталь марки 2; 65Г); легованих середньовуглецевих сталей мартенситно-бейнітного типу

спеціального призначення (броньові сталі – типу 30X2H2MФ та Miilux Protection 500).

Встановлено закономірності формування фазового складу, зеренної, субзеренної, дислокаційної структур зварних з'єднань високоміцних сталей та взаємозв'язок структурних параметрів з комплексом властивостей – міцністю, в'язкістю руйнування, рівнем локалізованої деформації та локальних внутрішніх напружень в металі зварних з'єднань. Встановлено, що при дотриманні певних співвідношень структурно-фазових складових характеристики дислокаційної та субзеренної структури є визначальними для забезпечення міцності та тріщиностійкості металу зварних з'єднань високоміцних сталей.

Проведено удосконалення експериментально-аналітичної методики оцінки комплексу фізико-механічних властивостей зварних з'єднань по конкретним структурним параметрам, впроваджено математичну обробку даних та проведено аналітичні оцінки міцності, в'язкості руйнування, локальних внутрішніх напружень. Отримано показники рівня локалізованої деформації в металі зварних з'єднань високоміцних сталей та встановлено, як структурні складові впливають на тріщиностійкість металу.

З метою забезпечення експлуатаційної надійності конструкцій при створенні наукоємних та перспективних технологій зварювання високоміцних сталей на основі матеріалознавчих експериментально-теоретичних досліджень встановлено структурні критерії, що гарантують необхідний комплекс механічних властивостей та тріщиностійкості цих з'єднань.





Н. В. Піскун (Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України) захистила 23 грудня 2020 р. докторську дисертацію на тему: «Технологічні процеси індукційної безтигельної зонної плавки і зварювання в твердій фазі та плавленням жароміцного інтерметаліда системи TiAl».

Дисертація присвячена вирішенню важливої науково-прикладної задачі: оптимізації структури і властивостей конструкційного інтерметалідного сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr (ат.%) системи титан-алюміній методом індукційної безтигельної зонної плавки для подальшого його використання в авіаційній галузі та розробці технологічних процесів його зварювання – дифузійного в твердій фазі та електронно-променевого зварювання з регульованою швидкістю охолодження зварних швів після ЕПЗ, що дають можливість отримувати бездефектне зварне з'єднання і підвищення механічних властивостей.

Задачу вирішено шляхом розробки технології ІБЗП, яка забезпечує вплив процесів структуроутворення в сплаві на його механічні властивості, а також встановлення залежностей між умовами охолодження і структурними трансформаціями при зварюванні та їх взаємозв'язок з напруженим станом зварного з'єднання.

Актуальність роботи обумовлена необхідністю розробки нових наукових підходів при створенні сучасних конструкційних інтерметалідних сплавів, які є перспективними матеріалами для аерокосмічної техніки, автомобільної промисловості та інших галузей техніки, а також необхідністю створення надійних методів їх з'єднання.

В роботі проведений детальний аналіз літературних джерел, в яких розглядаються питання структури і властивості конструкційних інтерметалідів системи TiAl та методи їх отримання. Приведені вимоги до властивостей інтерметалідів при промисловому використанні. Розглянуто переваги зонної плавки інтерметалідів для оптимізації структури і властивостей. Досліджено вплив легуючих елементів на структуру та властивості інтерметалідів системи TiAl. Проаналізовані роботи, які присвячені зварюванню інтерметалідів.

Проведені дослідження закономірностей формування структури, фазового складу і механічних властивостей інтерметаліду в процесі ІБЗП. Встановлені принципи і цілі мікролегування інтерметаліду. Досліджені процеси структуроутворення при ІБЗП b-стабілізованого сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr (ат.%) і показана можливість створення орієнтованої ламельно-зернистої фазової мікроструктури зливка за допомогою змін параметрів процесу плавки.

Розроблена математична модель процесу та проведений обчислювальний експеримент, за допомогою якого визначені температурні процеси, що проходять при ІБЗП, і показано, що для гомогенізації структури інтерметаліду по всій довжині зливка і поліпшення його механічних характеристик необхідно забезпечити швидкість охолодження в межах 0,4–0,6 °C/c. Завдяки цим розрахункам, вперше розроблений поєднаний технологічний процес, який передбачає послідовне здійснення за один технологічний прийом індукційної зонної плавки інтерметаліду системи TiAl з термічною обробкою, який сприяє гомогенізації структури по довжині зливка та збільшенню обсягу впорядкованої кубічної b(B2) – фази, що рівномірно розташована по довжині зливка ~ з 5 до 16 %, що призводить до збільшення міцності і пластичності матеріалу на 20 %.

Методами термомеханічної обробки сплаву системи TiAl (Nb, Cr, Zr) після ІБЗП були одержані листові напівфабрикати для проведення зварювання. Визначені режими термообробки та проведені дослідження структури і властивостей деформованого матеріалу.

Досліджена можливість зварювання інтерметалідного сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5 Zr у твердій фазі. Проведені експерименти із дифузійного зварювання у вакуумі з використанням різних технологічних прийомів, як без застосування проміжних прошарків, так із прошарками у вигляді фольги. В якості прошарків використовували ніобій-титановий сплав і наношарувату фольгу системи Al-Ti товщиною 25 мкм, які дозволяють одержувати з'єднання з високими показниками міцності (1000...1300 МПа) шляхом утворення загальних зерен та дифузійної зони товщиною 25...35 мкм на границі поверхонь.

Розроблена технологія електронно-променевого зварювання інтерметаліду системи TiAl (Nb, Cr, Zr). Проведений комплекс чисельно-експериментальних досліджень кінетики температурних полів і напруженого стану сприяв вибору параметрів післязварювальної термообробки. Встановлено вплив параметрів процесу електронно-променевого зварювання і подальшої обробки на формування структури і механічних властивостей зварних з'єднань інтерметаліда системи титан-алюміній. За результатами проведених досліджень створена технологія електронно-променевого зварювання інтерметаліда з подальшою локальною термообробкою, що дозволяє значно знизити схильність зварного з'єднання до утворення холодних тріщин. Показано, що при зварюванні з регульованою швидкістю охолодження на рівні 0,7...0,9 °C/c відбувається трансформація  $\alpha$ -фази в ламельну ( $\gamma+\alpha_2$ )-фазу, при цьому в сплаві зберігається  $\beta$ -фаза, яка покращує пластичність і міцність сплаву та блокує зародження і поширення тріщин в  $\alpha_2$ -фазі.





**Міжгалузовий учбово-атестаційний центр  
Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України**



## Програми професійної підготовки на 2021 р.

Шифр курсу	Найменування програми		Тривалість	Строки проведення		
1. Підвищення кваліфікації інженерно-технічних працівників						
101	Підтвердження професійної компетентності координаторів (керівників) зварювальних робіт згідно ДСТУ ISO 14731 «Координація зварювальних робіт. Завдання і функції»		сертифікація	3 тижня (112 г)	березень, жовтень	
102			ресертифікація	24 г	лютий, травень, жовтень	
103	Розширення області сертифікації координаторів (керівників) зварювальних робіт			6 г	жовтень	
106	Технічне керівництво зварювальними роботами при ремонті діючих трубопроводів (під тиском)		підготовка і атестація	2 тижня (72 г)	за узгодженням з замовником	
107			переатестація	22 г		
109	Технічне керівництво роботами по контактному стиковому зварюванню залізничних рейок.			72 г	березень	
111	Підготовка і атестація голів комісій з атестації зварників - експертів Українського атестаційного комітету зварників (УАКЗ)			3 тижня (112 г)		
112	Розширення області атестації голів комісій з атестації зварників – експертів УАКЗ (згідно НПАОП 0.00-1.16-96)			8 г	травень, листопад	
1121	Розширення повноважень експертів УАКЗ на право атестації зварників згідно ДСТУ EN ISO 9606-1			32 г	травень	
1122	Розширення повноважень експертів УАКЗ на право атестації зварників пластмас згідно ДСТУ EN 13067			72 г	по мірі комплектування груп	
113	Підготовка і атестація членів комісій по атестації зварників:	фахівців технологічних служб, відповідальних за організацію атестації зварників		2 тижня (72 г)		
114		фахівців служб технічного контролю, відповідальних за контроль зварних з'єднань (включаючи спеціальну підготовку до атестації по візуально-оптичному методу контролю)		2 тижня (74 г)		
115		фахівців служб охорони праці підприємств		2 тижня (74 г)		
116	Розширення області атестації членів комісій по атестації зварників – фахівців технологічних служб по зварюванню (згідно НПАОП 0.00-1.16-96)			6 г	травень, листопад	
117	Розширення повноважень членів комісій по атестації зварників – фахівців технологічних служб по зварюванню на право атестації зварників згідно ДСТУ EN ISO 9606-1			32 г	по мірі комплектування груп	
118	Розширення повноважень членів комісій по атестації зварників – фахівців з технічного контролю на право атестації зварників згідно ДСТУ EN ISO 9606-1			24 г		
119	Підтвердження повноважень (переатестація) голів комісій по атестації зварників - експертів УАКЗ з розширенням повноважень на право атестації зварників згідно ДСТУ EN ISO 9606-1			32 г	січень, березень, червень, липень, жовтень, листопад, грудень	
120	Підтвердження повноважень (переатестація) членів комісій по атестації зварників:	фахівців технологічних служб по зварюванню з розширенням повноважень на право атестації зварників згідно ДСТУ EN ISO 9606-1		32 г	січень, березень, червень, липень, жовтень, листопад, грудень	
121		фахівців з технічного контролю		16 г	лютий, травень, липень, жовтень	
122		фахівців з технічного контролю (включаючи спец. підготовку до атестації по візуально-оптичному методу контролю)		36 г		
123		фахівців з охорони праці		16 г		
130	Перепідготовка фахівців зварювального виробництва по програмах Міжнародного інституту зварювання (МІЗ) із присвоєнням кваліфікації:	Міжнародний інженер із зварювання		453/ 128 г <sup>1</sup>	квітень, листопад	
132		Міжнародний технолог із зварювання		372/91 г <sup>1</sup>		
134		Міжнародний спеціаліст із зварювання		248/60 г <sup>1</sup>		
135		Міжнародний практик із зварювання		114 г		
136		Міжнародний дизайнер (конструктор) із зварювання		40 г	за узгодженням з МІЗ	
137		Міжнародний інспектор із зварювання	повного рівня		230 г	червень, жовтень
140			стандартного рівня		170 г	
139			базового рівня		115 г	
149			фахівців, які мають кваліфікацію «Міжнародний інженер / технолог із зварювання»		76/78 г	
141	Металографічні дослідження металів і зварних з'єднань		спеціальна підготовка і атестація	2 тижня (72 г)	липень	
142			переатестація	22 г	червень, вересень	
143	Фізико-механічні випробування матеріалів і зварних з'єднань		спеціальна підготовка і атестація	2 тижня (72 г)	по мірі комплектування груп	
144			переатестація	20 г		
145	Емісійний спектральний аналіз (стилоскопіювання) металів і сплавів		спеціальна підготовка і атестація	2 тижня (74 г)		
146			переатестація	22 г		
151	Виробництво зварювальних матеріалів: організація, технології і системи управління якістю			2 тижня (72 г)	за узгодженням з замовником	

Тематичні семінари (можливе проведення на території замовника)			
161	Нормативно-технічна документація у зварювальному виробництві, стан і перспективи	2 дні (16 г)	березень, червень
162	Забезпечення якості зварювання. Вимоги національних і міжнародних стандартів	2 дні (16 г)	квітень, червень, жовтень
163	Виготовлення конструкцій із сталі згідно вимог ДСТУ EN 1090	32 г	лютий

## 2. Підвищення кваліфікації педагогічних працівників системи професійної освіти в галузі зварювання

203	Підвищення кваліфікації майстрів (інструкторів) виробничого навчання із зварювання	110 г	за узгодженням з замовником
204	Підвищення кваліфікації викладачів спеціальних дисциплін професійно-технічних навчальних закладів по напрямку «Зварювання»	70 г	

## 3. Професійна підготовка, перепідготовка і підвищення кваліфікації кваліфікованих робітників в галузі зварювання і споріднених технологій (з присвоєнням кваліфікації відповідно до національної і міжнародної кваліфікаційних систем)

### Курсова підготовка ЗВАРНИКІВ:

301	ручного дугового зварювання покритими електродами (MMA) (з присвоєнням національної і міжнародної кваліфікації)	9 тижнів (356 г)	постійно, (індивідуальна підготовка за модульною технологією)
302	ручного дугового зварювання неплавким металевим електродом в інертних газах (TIG) (з присвоєнням національної і міжнародної кваліфікації)	5 тижнів (192 г)	
304	механізованого дугового зварювання плавким електродом в захисних газах (MIG/MAG) (з присвоєнням національної і міжнародної кваліфікації)	7 тижнів (276 г)	
306	автоматичного дугового зварювання під флюсом / в захисних газах	3 тижня (112 г)	
308	контактного (пресового) зварювання (рейок, промислових трубопроводів)	3 тижня (112 г)	
309	пластмас (зварювання трубопроводів з поліетиленових труб) з атестацією відповідно до ДСТУ EN 13067	5 тижнів (196 г)	

### Підготовка зварників по програмах Міжнародного інституту зварювання із присвоєнням кваліфікації:

310	Міжнародний зварник кутових швів (IFW) з атестацією по EN ISO 9606-1	130 – 210 г <sup>2</sup>	постійно, (індивідуальна підготовка за модульною технологією)
312	Міжнародний зварник плоских з'єднань (IPW) з атестацією по EN ISO 9606-1	250 – 380 г <sup>2</sup>	
315	Міжнародний зварник труб (ITW) з атестацією по EN ISO 9606-1	360 - 510 г <sup>2</sup>	
318	Міжнародний практик-зварник (IWP) з атестацією по EN ISO 9606-1	35 - 153 г <sup>2</sup>	

### Перепідготовка ЗВАРНИКІВ із присвоєнням кваліфікації «Міжнародний зварник»: (IFW, IPW, ITW)

321	перепідготовка зварників ручного дугового зварювання покритими електродами (MMA) з атестацією по ДСТУ EN ISO 9606-1	74 - 112 г <sup>2</sup>	постійно, (індивідуальна підготовка за модульною технологією)
322	перепідготовка зварників механізованого дугового зварювання плавким електродом в захисних газах (MIG/MAG) з атестацією по ДСТУ EN ISO 9606-1	76 - 118 г <sup>2</sup>	
323	перепідготовка зварників ручного дугового зварювання неплавким металевим електродом в інертних газах (TIG) з атестацією по ДСТУ EN ISO 9606-1	74 - 78 г <sup>2</sup>	

### Підвищення кваліфікації ЗВАРНИКІВ:

330	ручного дугового зварювання покритими електродами	2 тижня (72 г)	постійно, (індивідуальна підготовка за модульною технологією)
331	ручного дугового зварювання неплавким металевим електродом в інертних газах	2 тижня (72 г)	
333	механізованого дугового зварювання плавким електродом в захисних газах (MIG/MAG)	2 тижня (72 г)	
334	механізованого дугового зварювання порошковим дротом	2 тижня (72 г)	
335	автоматичного дугового зварювання під флюсом / в захисних газах	2 тижня (72 г)	за узгодженням з замовником
336	електрошлакового зварювання	2 тижня (72 г)	

### Курсова підготовка контролерів неруйнівного контролю:

343	Спеціалізація – візуально-оптичний контроль	72/196 г <sup>3</sup>	індивідуальна підготовка за узгодженням з замовником
344	Спеціалізація – радіографічний контроль	72/196 г <sup>3</sup>	
345	Спеціалізація – ультразвуковий контроль	72/196 г <sup>3</sup>	
346	Спеціалізація – магнітопорошковий контроль	72/196 г <sup>3</sup>	
347	Спеціалізація – капілярний контроль	72/196 г <sup>3</sup>	

## 4. Атестація персоналу зварювального виробництва

400	Атестація координаторів (керівників) зварювальних робіт відповідно до ДСТУ ISO 14731	8 г	проводиться по закінченні курсів 101-109
401	Спеціальна підготовка і атестація зварників відповідно до НПАОП 0.00-1.16-96 і стандартів ДСТУ EN ISO 9606-1,2,3,4,5, ДСТУ ISO14732	72 г	постійно
402	Додаткова і позачергова атестація зварників згідно з НПАОП 0.00-1.16-96	24 г	
403	Періодична атестація зварників відповідно до НПАОП 0.00-1.16-96, ДСТУ EN ISO 9606-1,2,3,4,5	32 г	
405	Спеціальна підготовка і атестація зварників авіаційної промисловості відповідно до ДСТУ ISO 24394	72 г	

406, 457	Періодична атестація зварників відповідно до міжнародного (європейського) стандарту EN ISO 9606-1	24 г	постійно
407	Спеціальна підготовка і атестація операторів автоматичного зварювання плавленням відповідно до стандарту ДСТУ ISO 14732	2 тижня (72 г)	
411	Спеціальна підготовка і атестація зварників на допуск до виконання зварювальних робіт при ремонті діючих магістральних трубопроводів (під тиском)	3 тижня (112 г)	за узгодженням з замовником
412	Періодична атестація зварників на допуск до виконання зварювальних робіт при ремонті діючих магістральних трубопроводів (під тиском)	32 г	
413	Спеціальна підготовка і атестація операторів-зварників контактної-стикового зварювання рейок відповідно до ДСТУ ISO 14732 і СОУ 35.2-00017584-030-1:2009	2 тижня (72 г)	проводиться по закінченню курсу 308
414	Атестація зварників пластмас відповідно до ДСТУ EN 13067 (зварювання трубопроводів з поліетиленових труб)		проводиться по закінченні курсу 309
415	Періодична атестація зварників пластмас (зварювання трубопроводів з поліетиленових труб) відповідно до ДСТУ EN 13067	32 г	щокварталу
421	Спеціальна підготовка дефектоскопістів до сертифікації згідно ДСТУ EN 9712	ультразвуковий контроль	індивідуальна підготовка за узгодженням з замовником
423			
427		радіографічний контроль	
430			
433		візуально-оптичний контроль	
436			
448	Переатестація операторів-зварників контактної-стикового зварювання рейок відповідно до вимог ДСТУ ISO 14732 і СОУ 35.2-00017584-030-1:2009	32 г	лютий

## 5. Тренінги, тестування і підтвердження кваліфікації

501	Професійне тестування і підтвердження кваліфікації зварників механізованого дугового зварювання плавким електродом в захисних газах (MIG/MAG)	4 – 12 г <sup>5</sup>	за узгодженням з замовником
502	Професійне тестування і підтвердження кваліфікації зварників ручного дугового зварювання неплавким металевим електродом в інертних газах (TIG)	4 – 12 г <sup>5</sup>	
503	Професійне тестування і підтвердження кваліфікації зварників ручного дугового зварювання покритими електродами (MMA)	4 – 16 г <sup>5</sup>	
512	Практичні тренінги з різних способів зварювання	8 – 32 г <sup>5</sup>	

<sup>1</sup> - Тривалість навчання визначається залежно від базової професійної підготовки і досвіду роботи у зварювальному виробництві.

<sup>2</sup> - Тривалість навчання залежить від спеціалізації.

<sup>3</sup> - Тривалість програми визначається за результатами вхідного тестування.

<sup>4</sup> - Тривалість навчання вказується в направленні ОСП (орган по сертифікації персоналу).

<sup>5</sup> - Тривалість програми залежить від умов і характеру випробувань.

- За узгодженням із Замовниками можливе проведення навчання по інших програмах, що не ввійшли в даний перелік.
- На період навчання слухачам надається житло з оплатою за готівку.
- Вартість навчання визначається при укладанні договору.
- Для прийому на навчання необхідно направити заяву із зазначенням шифру курсу, кількості фахівців і поштових реквізитів підприємства.

Україна, 03150, м. Київ, вул. Антоновича, 56 Тел. (044) 294-61-65; 294-61-67, 200-82-80, 200-81-09,  
E-mail: paton\_muac@ukr.net, http://muac.kpi.ua





## Нові книги



Молтасов А.В., Клочков И.Н., Мотрунич С.И. **Расчет усилий при контактной стыковой сварке изделий замкнутой формы.** Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, – 2020. – 122 с.

Монография посвящена разработке методик расчёта усилий, затрачиваемых на преодоление сопротивления деформированию шунтирующей части заготовок изделий замкнутой формы при их изгибе в процессе контактной стыковой сварки. При помощи инженерных методов, основанных на гипотезах сопротивления материалов, были получены формулы для определения затрачиваемого на изгиб и разрывного усилий при сварке звеньев цепей. Для научных и инженерно-технических работников, занимающихся определением силовых параметров процесса контактной стыковой сварки оплавлением или сопротивлением изделий замкнутой формы, расчётом и проектированием приводов осадки контактных сварочных машин. Может быть полезна студентам, аспирантам и преподавателям высших технических учебных заведений машиностроительных и сварочных специальностей.

Мордюк Б.М., Прокопенко Г.І., Волошко С.М., Соловей С.О., Клочков І.М., Линник Г.О., Красовський Т.А., Високолян М.В. / Под ред. Г.І. Прокопенка. **Ультразвукова ударна обробка конструкцій і споруд транспортного машинобудування.** Київ: ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, – 2020. – 310 с.

У монографії узагальнено результати багаторічних експериментальних досліджень фізичних основ ультразвукової ударної обробки (УЗУО) поверхні конструкційних матеріалів переважно на основі заліза та алюмінію, а також практичного використання цієї технології для зміцнення зварних з'єднань різноманітних конструкцій і споруд на підприємствах вагонобудівної та інших галузей промисловості України. Досліджено структурно-фазові перетворення у поверхневих шарах сталей та алюмінієвих сплавів під час УЗУО; обґрунтовано ефективність застосування УЗУО для підвищення циклічної довговічності зварних з'єднань конструкцій і споруд, які експлуатуються в умовах циклічного навантаження і дії навколишнього середовища. Для наукових та інженерно-технічних працівників, які займаються дослідженнями, проектуванням, виготовленням і експлуатацією виробів, конструкцій і споруд, які піддаються дії періодичних або випадкових динамічних навантажень та призводять до деградації матеріалу і втомного руйнування. Може бути корисною для аспірантів і студентів ЗВО будівного та машинобудівного профілю.



Макаренко В.Д., Білик С.І., Джон Ньюхук, Чеботар І.М., Коваленко М.А., Винников Ю.Л., Харченко М.О., Максимов С.Ю., Кусков Ю.М., Макаренко Ю.В. **Сталеві резервуари. Основи корозійно-механічної стійкості.** Київ: ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, – 2020 – 523 с.

Приведені відомості про основні причини, чинники і умови корозійно-механічних ушкоджень і руйнувань сталених вертикальних резервуарів та обґрунтовані основні аспекти водневої деградації резервуарних сталей тривалого терміну експлуатації при змінних навантаженнях і дії хімічно-агресивних середовищ. Розглянуті особливості експлуатації резервуарів для тривалого зберігання нафти і нафтопродуктів. Систематизовані і узагальнені результати досліджень впливу умов, факторів і технологічних особливостей робочих середовищ на корозійно-механічну тріщиностійкість резервуарних сталей, які тривалий час експлуатуються в агресивних зонах нафтових родовищ. Запропонована науково-системна технологічна методологія подовження експлуатаційного ресурсу резервуарних конструкцій, яка дозволяє суттєво збільшити безаварійний і безвідмовний термін їх експлуатації. В роботі вперше застосований нейромережовий метод аналізу і прогнозування залишкового ресурсу сталених резервуарів. Монографія призначена для спеціалістів нафтогазової промисловості, може бути корисною для аспірантів і студентів машинобудівельних напрямів та нафтогазових спеціальностей ВНЗ.



Макаренко В.Д., Максимов С.Ю., Винников Ю.Л. **Морські бурові платформи.** Т.1. Київ: ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, – 2020 – 420 с.

Приведені відомості про основні причини, чинники і умови корозійно-механічних ушкоджень і руйнувань сталевих трубних конструкцій морських бурових платформ та обґрунтовані основні аспекти локальної мікробіологічної корозії та водневої деградації конструктивних сталей морських платформ тривалого терміну експлуатації при змінних навантаженнях і дії хімічно-агресивних середовищ, в тому числі морської води. Систематизовані і узагальнені результати досліджень впливу умов, факторів і технологічних особливостей робочих середовищ на корозійно-механічну тріщиностійкість сталей конструктивних елементів морських бурових платформ, які тривалий час експлуатуються в агресивних зонах нафтових родовищ морських шельфів. Запропонована науково-системна технологічна методологія подовження

експлуатаційного ресурсу морських сталевих конструкцій, яка дозволяє суттєво збільшити безаварійний і безвідмовний термін їх експлуатації. В роботі вперше застосований нейромережевий метод аналізу і прогнозування залишкового ресурсу сталевих конструкцій морських бурових платформ. Монографія призначена для спеціалістів нафтогазової промисловості, може бути корисною для аспірантів і студентів машинобудівельних напрямів та нафтогазових спеціальностей ВНЗ.

Макаренко А.Д., Чигарьов В.В., Максимов С.Ю. **Морські бурові платформи.** Т.2. Київ: ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, – 2020 – 424 с.

Приведені відомості про основні причини, чинники і умови корозійно-механічних ушкоджень і руйнувань сталевих трубних конструкцій морських бурових платформ та обґрунтовані основні технологічні операції підводної частини будівництва та ремонту джекетів — трубчастих сталевих конструкцій опор основ і фундаментів морських бурових платформ. Систематизовані і узагальнені результати досліджень впливу умов, факторів і технологічних особливостей робочих середовищ на корозійно-механічну тріщиностійкість сталей конструктивних елементів морських бурових платформ, які тривалий час експлуатуються в агресивних зонах нафтових родовищ морських шельфів. Запропонована науково-системна технологічна модель подовження експлуатаційного ресурсу морських сталевих конструкцій, яка дозволяє суттєво збільшити безаварійний і безвідмовний термін їх експлуатації. Монографія призначена для спеціалістів нафтогазової промисловості, може бути корисною для аспірантів і студентів машинобудівельних напрямів та нафтогазових спеціальностей ВНЗ.



Рябцев И.А., Демченко Ю.В., Панфилов А.И. **Износостойкий и коррозионно-стойкий биметалл.** Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, – 2020 – 224 с.

В книге приведена классификация многослойных металлов, описаны основные способы их производства, охарактеризованы структура и свойства материалов, которые применяются в качестве основного и плакирующего слоев. Освещены вопросы теории и практики получения многослойных материалов, приведены методики оценки качества и свойств многослойных материалов, полученных различными способами. Большое внимание уделено особенностям их сварки и применения в различных отраслях промышленности. Книга рассчитана на инженерно-технических работников, занятых в области наплавочного и ремонтного производства. Может быть полезной преподавателям, аспирантам и студентам технических университетов.

Кусков Ю.М., Рябцев И.А., Кузьменко О.Г., Лентюгов И.П. / Под общ. ред. И.А. Рябцева. **Электрошлаковые технологии наплавки и рециклинга металлических и металлосодержащих отходов.** Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. – 2020. – 288 с.

В книге обобщен опыт ученых ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, других организаций стран СНГ и промышленно развитых стран в области разработки технологий, материалов и оборудования для ЭШН и электрошлаковых процессов рециклинга металлических и металлосодержащих отходов, т.е. возвращения отходов производства в круговорот «производство – потребление». Рассмотрены проблемы физико-химического взаимодействия электродного и присадочного металла и шлака и особенности этого взаимодействия в упомянутых электрошлаковых процессах. Описаны технологии и техника основных способов ЭШН и рециклинга, приведены примеры их промышленного применения. Рассмотрены дефекты, которые появляются при ЭШН в зоне сплавления и в наплавленном металле, рассмотрены причины их появления, описаны меры по их предупреждению. Книга рассчитана на инженерно-технических работников, занятых в области наплавочного и сварочного производства. Может быть полезна преподавателям, аспирантам и студентам технических университетов.



# ПЕРЕДПЛАТА 2021

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.			
	місяць	квартал	пів року	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 12 випусків на рік. ISSN 0005-111X. Передплатний індекс 70031.	240	720	1440	2880
«Сучасна електрометалургія», видається з 1985 р., 4 випуски на рік. ISSN 2415-8445. Передплатний індекс 70693.	–	240	480	960
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 0235-3474. Передплатний індекс 74475.	–	240	480	960
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X. Передплатний індекс 21971.	520	1560	3120	6240

\*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.

\*\*«The Paton Welding Journal» – переклад журналу «Автоматичне зварювання» на англійську мову.

Передплату на журнали можна оформити по каталогах 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 2020 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2018 рр.



Журнал «**Автоматичне зварювання**» є міжнародним науково-технічним та виробничим журналом у галузі технічних наук. В журналі публікуються результати досліджень за напрямками: матеріалознавство та металургія зварювання, наплавлення та інших споріднених технологій; технології та матеріали для зварювання конструкційних матеріалів; виробництво зварних металоконструкцій для різних галузей промисловості; відновлювальний ремонт для подовження ресурсу зварних конструкцій і вузлів; проблеми міцності, конструювання та оптимізації зварних конструкцій; технології 3D друку, які базуються на зварювальних процесах; гібридні технології зварювання. В журналі публікується також інформація про нові зварювальні матеріали, джерела живлення та технології; звіти про виставки, конференції та семінари, анонси нових книг та винаходів, новини від відомих компаній та інше.



Журнал «**Сучасна електрометалургія**» є міжнародним науково-теоретичним та виробничим журналом у галузі технічних наук. В журналі публікуються результати досліджень у сферах: металургія чорних і кольорових металів та сплавів; спеціальна електрометалургія (електрошлакова, електронно-променева, плазмова- та вакуумно-дугова технології); нові матеріали; енерго- і ресурсозбереження; матеріалознавство, 3D технології у спеціальній електрометалургії. Публікується також допоміжна інформація з тематики журналу.



Журнал «**Технічна діагностика та неруйнівний контроль**» є міжнародним науково-технічним та виробничим журналом у галузі технічних наук. В журналі публікуються результати досліджень з діагностики матеріалів і конструкцій та методи неруйнівного контролю для оцінки стану матеріалів і конструкцій; теорія, методи і засоби технічної діагностики. Розміщуються матеріали з моніторингу конструкцій та подовження ресурсу та працездатності засобами НК. Публікується супутня інформація з тематики журналу, а також інформація про події та новини в Українському товаристві НК та ТД.

## РЕКЛАМА В ЖУРНАЛАХ

Реклама публікується на обкладинках і внутрішніх вклейках журналів.

Перша сторінка обкладинки – 200x200 мм.

Друга, третя і четверта сторінки обкладинки – 200x290 мм.

Перша, друга, третя, четверта сторінки внутрішньої обкладинки – 200x290 мм.

Вклейка А4 – 200x290 мм. Розворот А3 – 400x290 мм. А5 – 185x130 мм.

Розміри журналів після обрізу 200x290 мм.

Всі файли в форматі IBM PC, кольорова модель СМΥК, роздільна здатність 300 dpi.

## ВАРТІСТЬ РЕКЛАМИ

Ціна договірна. Передбачена система знижок. Вартість публікації статті на правах реклами становить половину вартості рекламної площі. Публікується тільки профільна реклама з тематики журналів. Відносно вартості, знижок та термінів публікації прохання звертатися у видавництво.

## ВИДАВНИЦТВО

Міжнародна Асоціація «Зварювання»  
 03150, Київ, вул. Казимира Малевича, 11  
 Тел./факс: 38044 200-82-77  
 E-mail: [journal@paton.kiev.ua](mailto:journal@paton.kiev.ua)  
<https://patonpublishinghouse.com>