

# З А В Т О М А Т И Ч Н Е 3 2021 С В А Р Ю В А Н Н Я

Автоматическая сварка

Automatic Welding

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Published 12 times per year since 1948

## ЗМІСТ

### НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

Рябцев І.О., Книш В.В., Бабінець А.А., Соловей С.О. Втомна довговічність зразків зі сталі 40Х після зносостійкого наплавлення з підшаром з низьковуглецевої сталі.....	3
Махненко О.В., Канда С.М., Басистюк Н.Р., Черкашин М.В. Математичне моделювання залишкових напружень в елементах ВВЕР-1000 після термічної обробки.....	10
Борисов Ю.С., Борисова А.Л., Вігілянська Н.В., Дем'янов І.А., Бурлаченко О.М. Електродугове наплення інтерметалічних Fe–Al покриттів з використанням різних суцільних та порошкових дрітків.....	17
Рабкіна М.Д., Костін В.А., Соломійчук Т.Г. Особливості аварійного руйнування технологічного трубопроводу.....	23
Полещук М.А., Шевцов А.В., Доценко І.В., Теплюк В.М., Колісниченко О.В., Малахова Л.М. Дослідження температурного стану мідних пластин у зоні швів при зварюванні тертям з перемішуванням.....	29

### ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

Лещинський Л.К., Матвієнко В.М., Іванов В.П., Степнов К.К., Возьянов Є.І. Вдосконалення технології наплення великогабаритних опорних валків станів гарячої прокатки.....	35
Нестеренков В.М., Загорніков В.І., Орса Ю.В., Заболотний С.Д., Беляєв А.С. Дослідження структури, механічних і теплофізичних властивостей електронно-променевих модифікованих зварних швів на мідних частинах фурм.....	40
Коротинський О.Є., Скопюк М.І., Вертецька І.В. Високоєфективні джерела для дугового зварювання на основі ємнісних накопичувачів електричної енергії.....	47

### ЗВАРЮВАННЯ ЗА КОРДОНОМ

Високопродуктивне зварювання для виробництва компонентів електростанцій.....	54
Welding in the World № 2, 2021.....	56

### ПРАКТИКУМ ЗІ ЗВАРЮВАННЯ

Напівавтоматичне MIG/MAG зварювання.....	57
--	----

### ІНФОРМАЦІЯ

Індустріальний парк «ПАТОН».....	58
ТОВ «ТМ.ВЕЛТЕК» – провідний виробник порошкових дрітків в Україні.....	60
Принципи підбору оптичної системи стеження для реалізації різних виробничих завдань.....	61
Дисертації на здобуття наукового ступеня.....	63
Пам'яті М.Л. Жадкевича.....	64

## CONTENT

### SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Ryabtsev I.O., Knysh V.V., Babinets A.A., Solovey S.O. Fatigue life of steel specimens 40Kh after wear-resistant surfacing with a sublayer of low-carbon steel.....	3
Makhnenko O.V., Kandala S.M., Basistyyuk N.R., Cherkashin M.V. Mathematical modeling of residual stresses in WWER-1000 elements after heat treatment.....	10
Borisov Yu.S., Borisova A.L., Vihilianska N.V., Demianov I.A., Burlachenko O.M. Electric arc spraying of intermetallic Fe–Al coatings using different solid and powder wires.....	17
Rabkina M.D., Kostin V.A., Solomiychuk T.G. Peculiarities of emergency destruction of the technological pipeline.....	23
Poleshchuk M.A., Shevtsov A.V., Dotsenko I.V., Teplyuk V.M., Kolisnichenko O.V., Malakhova L.M. Investigation of temperature state of copper plate in the weld zone at friction stir welding.....	29

### INDUSTRIAL

Leshchinskiy L.K., Matviyenko V.M., Ivanov V.P., Stepanov K.K., Vozyanov E.I. Improvement of the surfacing technology for large backup rolls of hot rolling mills.....	35
Nesterenkov V.M., Zagornikov V.I., Orsa Yu.V., Zabolotny S.D., Belyaev A.S. Investigation of structure, mechanical and thermophysical properties of electron beam modified welds on copper parts of tuyeres.....	40
Korotynskiy O.E., Skopyuk M.I., Vertetska I.V. High-efficient sources for arc welding based on capacitive energy storage systems.....	47

### WELDING ABROAD

High-efficient welding for production of power plant components.....	54
Welding in the World № 2, 2021.....	56

### WELDING WORKSHOP

Semi-automatic MIG/MAG welding.....	57
-------------------------------------	----

### INFORMATIONS

«PATON» industrial park.....	58
LLC «TM.WELTEK» - the leading manufacturer of flux-cored wire in Ukraine.....	60
Principles of selection of optical tracing system for implementation of various production tasks.....	61
Dissertation for a scientific degree.....	63
In memory of M.L. Zhadkevich.....	64



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» (видавць)

### 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 Kazymyr 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.

# ВТОМНА ДОВГОВІЧНІСТЬ ЗРАЗКІВ ЗІ СТАЛІ 40Х ПІСЛЯ ЗНОСОСТІЙКОГО НАПЛАВЛЕННЯ З ПІДШАРОМ З НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ

І.О. Рябцев, В.В. Книш, А.А. Бабінець, С.О. Соловей

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)

Досліджено опір втомному руйнуванню сталі 40Х після зносостійкого наплавлення порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС з підшаром з низьковуглецевого пластичного матеріалу, сформованим дротом Св-08А. Конструкція наплавлених зразків і методика їх випробувань імітували умови експлуатації прокатних валків, для наплавлення яких широко використовується порошковий дріт ПП-Нп-25Х5ФМС. Комплексна методика оцінки опору багатошарового матеріалу втомному руйнуванню включала три етапи: встановлення циклічної довговічності зразків після виготовного наплавлення; дослідження циклічної тріщиностійкості різних шарів металу; визначення втомної довговічності зразків, які в процесі попередніх випробувань мали в напавленому шарі втомні тріщини, після ремонтного наплавлення. Встановлено, що циклічна довговічність зразків з вуглецевої сталі 40Х, наплавлених порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС з підшаром з низьковуглецевої сталі 08кп перевищує циклічну довговічність зразків, наплавлених без підшару, приблизно в 2 рази. Максимальні значення КІН ( $140 \dots 180 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ), отримані на зразках з багатошаровим наплавленням з підшаром, в 2...3 рази перевищують максимальні значення КІН, отримані на зразках без підшару, що свідчить про доцільність застосування низьковуглецевого підшару для підвищення тріщиностійкості багатошарового матеріалу із зносостійким наплавленням. Показано, що виконання ремонтного наплавлення за схемою видалення та наступного заплавлення лише ділянок металу із втомними тріщинами тривало експлуатованих деталей не призводить до суттєвого збільшення циклічної довговічності після ремонту. Це пов'язано з тим, що після тривалої експлуатації бездефектний шар напавленого металу має значний рівень накопичених втомних пошкоджень, тому для підвищення ефективності ремонтного наплавлення рекомендовано видаляти не тільки метал навколо виявлених втомних тріщин, а весь напавлений шар на глибину виявлених втомних тріщин із подальшим відновлювальним наплавленням. Бібліогр. 18, табл. 4, рис. 7.

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

Більшість деталей та вузлів промислового обладнання металургійної та машинобудівної галузей експлуатуються в умовах дії змінного циклічного навантаження [1]. Одними з таких деталей є валки прокатних станів які, в залежності від режимів роботи, виходять із ладу через втому, поверхневе зношування або поєднання перерахованих факторів. Наприклад, валки чорнових клітей зазнають впливу термічної втоми, що призводить до появи на поверхні валків сітки дрібних тріщин, які в подальшому можуть розвиватися як втомні тріщини. Передбачити момент зародження та швидкість розповсюдження дефектів такого роду досить складно, тому це може призвести до руйнування валка [1–6]. Щорічно на заміну зношених деталей та елементів обладнання витрачається до 5...30 % від сукупної вартості виготовленої продукції [5]. Знизити цей показник можна подовженням ресурсу пошкоджених великогабаритних деталей за рахунок проведення ремонтно-відновлювальних робіт із застосуванням наплавлення шару металу з поліпшеними експлуатаційними властивостями відносно основного металу.

Технологія виготовного чи ремонтного наплавлення може виконуватися як без наплавлення про-

міжного шару металу (підшару), так і з ним. Так, у роботі [7] приведені дані щодо технології наплавлення зразків з вуглецевої сталі 40Х, які імітують конструкцію прокатного валка, порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС без підшару. Авторами було експериментально встановлено циклічну довговічність та характеристики тріщиностійкості металу наплавлених зразків. Проте відомо, що для поліпшення зварюваності основного та зносостійкого металу, а також з метою зменшення залишкових напружень доцільно попередньо на основний метал напавляти підшар із проміжним значенням коефіцієнту температурного розширення. З цією метою часто застосовують наплавлення проміжного шару з низьковуглецевих та низьколегованих матеріалів типу Св-08А, Св-08Г2С та ін. [8]. Для визначення найбільш ефективної технології наплавлення (з підшаром або без підшару) необхідно провести порівняльну оцінку втомної довговічності багатошарових наплавлених деталей і зразків з підшаром та без підшару.

Розрахункове визначення втомної довговічності багатошарових наплавлених деталей досить ускладнено. Це пояснюється декількома факторами.

Рябцев І.О. – <https://orcid.org/0000-0001-7180-7782>, Книш В.В. – <https://orcid.org/0000-0003-1289-4462>,  
Бабінець А.А. – <https://orcid.org/0000-0003-4432-8879>, Соловей С.О. – <https://orcid.org/0000-0002-1126-5536>  
© І.О. Рябцев, В.В. Книш, А.А. Бабінець, С.О. Соловей, 2021

По-перше, наплавлення декількох шарів різного за хімічним складом металу призводить до складного напруженого стану в багатошарових зразках. Так, наприклад, внаслідок перерозподілу напружень при наплавленні послідовних шарів металу, первинно отримані залишкові напруження стиску можуть перетворитися в напруження розтягу, які негативно впливають на втомну довговічність [2, 9]. По-друге, зі збільшенням кількості наплавлених валиків і/або шарів на основний метал збільшується ймовірність утворення таких поодиноких дефектів як пори, включення, зашлаковки і т. д., які суттєво знижують втомну довговічність [10–12]. Тому для встановлення доцільності застосування підшару металу при наплавленні з метою підвищення довговічності багатошарових наплавлених зразків, доцільніше використовувати експериментальні методики оцінки втомної довговічності.

Таким чином, мета даної роботи – експериментальне дослідження впливу матеріалів та технологій виготовного і ремонтного наплавлення зносостійкого робочого шару та підшару на втомну довговічність багатошарових наплавлених деталей.

**Методики, технології та матеріали досліджень.** Для встановлення доцільності застосування підшару металу при наплавленні з метою підвищення втомної довговічності багатошарових наплавлених зразків використовували технологію наплавлення зразків без підшару, яка детально описана в роботах [7, 13]. Основними етапами технології виготовлення наплавлених зразків є: попередній підігрів заготовок зі сталі 40Х до 250...300 °С; автоматичне дугове наплавлення

спочатку матеріалу підшару загальною товщиною 4...5 мм та зносостійкого шару товщиною  $\approx 6$  мм; уповільнене охолодження наплавлених зразків разом з піччю.

Марки сталі основного металу і наплавленого зносостійкого шару металу (сталь 40Х та 25Х5ФМС, відповідно) при наплавленні зразків без підшару та з підшаром були однакові. Для наплавлення проміжного шару використовували суцільний низьковуглецевий дріт Св-08А, а для наплавлення зносостійкого шару – порошковий дріт ПП-Нп-25Х5ФМС діаметрами 1,8 мм. Режим наплавлення для всіх зразків був однаковим:  $I = 220...250$  А;  $U = 26...28$  В;  $V = 18$  м/год; перекриття валиків  $\approx 50$  %. За наведеною вище технологією виготовляли 3 серії призматичних зразків розмірами 350×40×20 мм по 3...5 зразків в кожній серії. Хімічний склад і механічні властивості матеріалів, використаних у роботі, наведено в табл. 1 і 2 [14].

Першу серію зразків випробували на втому до їх повного руйнування або до досягнення бази випробувань  $2 \cdot 10^6$  циклів змін напружень. Дослідження на втому проводили на випробувальній сервогідравлічній машині УРС-20 при трьохточковому згинанні з асиметрією циклу  $R_\sigma = 0$  і частотою 5 Гц в умовах регулярного навантаження. Відстань між опорами складала 250 мм.

На другій серії зразків оцінювали циклічну тріщиностійкість. Для ініціювання розвитку втомної тріщини в наплавленому металі по центру зразка (в зоні дії максимальних прикладених напружень) виконували V-подібний надріз глибиною 1,0...1,5 мм з радіусом 0,25 мм. Після цього при

Таблиця 1. Хімічний склад основного й наплавленого металів [14]

Марка матеріалу	Масова частка елементів, %							
	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	S	P
40X	0,36...0,40	0,5...0,8	0,17...0,37	0,8...1,1	-	-	$\leq 0,035$	$\leq 0,035$
Св-08А*	0,05...0,12	0,2...0,4	$\leq 0,03$	$\leq 0,10$	-	-	$\leq 0,04$	$\leq 0,04$
ПП-Нп-25Х5ФМС*	0,20...0,32	0,5...1,0	0,80...1,30	4,6...5,8	0,2...0,6	0,9...1,5	$\leq 0,04$	$\leq 0,04$
4Х5МФС**	0,32...0,40	0,2...0,5	0,90...1,20	4,5...5,5	0,3...0,5	1,2...1,5	$\leq 0,04$	$\leq 0,04$
Примітки. *Дана масова частка елементів у наплавленому металі. **У літературі відсутні дані по механічних властивостях металу, наплавленого дротами Св-08А та ПП-Нп-25Х5ФМС. Тому наведені дані для їх аналогів (найбільш близьких за хімічним складом і механічним властивостям), відповідно сталей 08кп та 4Х5МФС.								

Таблиця 2. Механічні властивості основного й наплавленого металів [14]

Марка матеріалу	Механічні властивості (після нормалізації)					
	Умовна межа плинності $\sigma_{0,2}$ , МПа	Межа міцності $\sigma_B$ , МПа	Відносне подовження $\delta$ , %	Відносне звуження $\psi$ , %	Ударна в'язкість KCU, Дж/см <sup>2</sup>	Твердість HB
40X	345	590	12,5	52	7,5	174...217
08кп*	196	320	33	60	—	$\leq 131$
4Х5МФС*	1570	1710	12	54	51	444...478
Примітки. *У літературі відсутні дані по механічних властивостях металу, наплавленого дротами Св-08А та ПП-Нп-25Х5ФМС. Тому наведені дані для їх аналогів (найбільш близьких за хімічним складом і механічним властивостям), відповідно сталей 08кп та 4Х5МФС.						



трюхточковому циклічному згинанні з максимальним рівнем прикладених напружень в перерізі зразка 400 МПа вирощували втомну тріщину до досягнення на одній з бокових граней довжини 1 мм. Отриманий в результаті цього надріз з тріщиною приймали за вихідну втомну тріщину у випробувальному зразку, який в подальшому використовувався для досліджень кінетики втомного руйнування. При проведенні втомних випробувань на циклічну тріщиностійкість довжину втомної тріщини, що розвивалась, вимірювали за допомогою оптичного мікроскопа з ціною поділки рівною 0,01 мм на двох бокових гранях зразка та усереднювали. Випробування проводили до повного руйнування зразків.

На зразках третьої серії досліджували ефективність застосування ремонтного наплавлення для збільшення залишкової циклічної довговічності зразків, які мають в наплавленому зносостійкому шарі тріщини втоми. Зразки випробовували на втому при трюхточковому згинанні з асиметрією циклу  $R_\sigma = 0$  до утворення тріщини втоми глибиною 10...12 мм (коли тріщина пройшла крізь наплавлені шари і заглибилася в основний метал). Після цього проводили ремонт методом дугового наплавлення, який складається з повного механічного видалення втомної тріщини і металу навколо неї та наступного заплавлення утвореної розділки. Більш детально технологія ремонтного наплавлення описана в роботі [7].

Для дослідження характеру розповсюдження втомних тріщин у наплавлених зразках після їх ремонту використовували металографічний мікроскоп MIM-7, обладнаний відеоокуляром SIGETA MCMOS 3100. Даний відеоокуляр поставляється разом із програмним забезпеченням Tourview, за допомогою якого виконували цифрову обробку отриманих фотографій та розрахунків розмірів тріщин при збільшеннях  $\times 0... \times 320$ . Перед проведенням вимірювань виконували калібрування мікроскопа за допомогою об'єкта-мікрометра.

Крім того, перед випробуванням на втому у зразках після ремонтного наплавлення проводили вимірювання залишкових напружень неруйнівним акустичним методом за допомогою портативного ультразвукового пристрою контролю напружень [15].

**Результати експериментів і їх обговорення.** Спочатку два зразки першої серії з вуглецевої сталі 40Х, наплавлених порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС з підшаром з низьковуглецевої сталі 08кп, випробовували при рівнях максимальних напружень 500 МПа, характерних зразкам, виготовленим без підшару [11]. Після напрацювання зразками  $2 \cdot 10^6$  циклів змін напружень тріщин втоми виявлено не було. При цьому слід відмітити, що

руйнування зразків без підшару при рівнях максимальних напружень 500 МПа відбувалося в діапазоні від 560800 до 1420100 циклів змін напружень [11]. Інші три зразки, наплавлені з підшаром, випробовували при підвищених до 600 МПа рівнях максимальних напружень. Результати випробувань на втому першої серії зразків наведено у табл. 3.

Передчасне руйнування зразка № 4 першої серії після 775100 циклів було обумовлено наявністю дефекту наплавлення в зоні переходу металу підшару на метал зносостійкого шару. Таким чином, бездефектні зразки з підшаром з низьковуглецевої сталі витримали більше  $2 \cdot 10^6$  циклів змін напружень при максимальних напруженнях 500...600 МПа. Отже, застосування підшару з низьковуглецевої сталі при наплавленні зносостійкого шару дозволило підвищити довговічність зразків після виготовлення наплавлення практично у 2 рази, в порівнянні з наплавленням зразків без пластичного підшару.

На трюх зразках другої серії від гострого надрізу в зносостійкому шарі металу вирощували вихідну тріщину глибиною 1 мм при рівнях максимальних напружень 400 МПа. При подальших випробуваннях зразка також при рівнях максимальних напружень 400 МПа фіксували довжину втомної тріщини та відповідне число циклів змінного навантаження  $N$ .

Встановлено, що магістральна тріщина переважно розповсюджується по межі сплавлення окремих валиків. В процесі втомного руйнування від змінних навантажень в зонах переходу одного шару металу в інший спостерігалися незначні бічні відгалуження від магістральної тріщини, які розвивалися вдовж лінії сплавлення зносостійкого шару металу з металом підшару (рис. 1) та вдовж лінії сплавлення металу підшару з основним металом (рис. 2). Після проходження тріщиною зносостійкого шару металу та підшару з низьковуглецевої сталі руйнування зразків відбувалося по основному металу.

Це може бути пояснене декількома факторами. По-перше, в зоні перекриття сусідніх наплавлених валиків розташована зона хімічної та структурної неоднорідності, що негативно впливає на властивості матеріалу [1]. По-друге, при багатоваликовому

**Таблиця 3. Результати втомних випробувань зразків першої серії**

Номер зразка	Максимальні напруження циклу, МПа	Циклічна довговічність до руйнування, цикли
1	500	>2000000
2	500	>2000000
3	600	>2000000
4	600	775100*
5	600	>2000000

\*Дефект у зоні сплавлення між підшаром та зносостійким шаром.

багатошаровому наплавленні можуть виникати гострі кути на межі сплавлення сусідніх валиків і шарів, які будуть концентраторами напружень та, відповідно, ініціювати зародження бічних тріщин по лінії сплавлення [16, 17]. Після проходження тріщиною зносостійкого шару металу та підшару з низьковуглецевої сталі руйнування зразків відбувалося по основному металу. Отже, як і для зразків, напавлених без підшару, встановлено, що лінії сплавлення окремих валиків та шарів відіграють важливу роль у процесі втомного руйнування напавлених деталей, оскільки тріщини здебільшого розповсюджуються або по межі сплавлення окремих валиків, або безпосередньо біля цієї межі (рис. 2). Єдина відмінність цих двох технологій напавлення стосовно розвитку втомних тріщин полягає в утворенні незначних бічних відгалужень від магістральної тріщини (рис. 1, 2).

Для побудови кінетичних діаграм втомного руйнування (КДВР) проводили розрахунок значень коефіцієнту інтенсивності напружень (КІН) за виразами для трьохточкового навантаження призматичного зразка з поперечною крайовою тріщиною [18]. Експериментальна залежність швидкості росту втомних тріщин від розмаху КІН в різних шарах металу багатошарового зразка приведена у вигляді КДВР (рис. 3). Отримані дані свідчать, що при заданих рівнях максимальних напружень 400 МПа діапазон зміни швидкості росту втомних тріщин в багатошаровому матеріалі від-

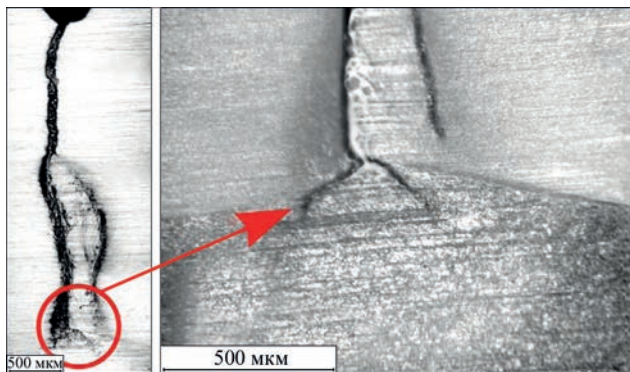


Рис. 1. Розгалуження втомної тріщини в зоні сплавлення зносостійкого шару та пластичного підшару

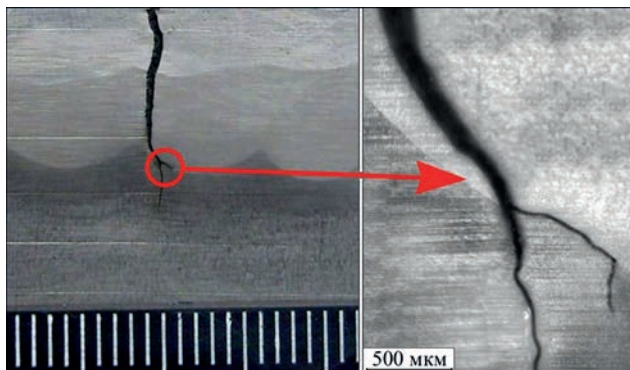


Рис. 2. Розгалуження втомної тріщини в зоні сплавлення підшару з основним металом

повідас лінійній ділянці КДВР, а відповідно, може бути описаний степеневою залежністю Периса  $dl/dN = C(\Delta K)^m$  з параметрами  $C = 5,75 \cdot 10^{-17}$  та  $m = 4,87$ . Встановлені максимальні значення КІН (140...180 МПа $\sqrt{м}$ ) на зразках з багатошаровим напавленням з підшаром в 2...3 рази перевищують максимальні значення КІН, отримані на зразках без підшару [7], що свідчить про доцільність застосування низьковуглецевого підшару для підвищення тріщиностійкості багатошарового матеріалу зі зносостійким напавленням.

На зразках третьої серії спочатку моделювали зародження та розвиток втомних тріщин від можливих дефектів в напавленому зносостійкому шарі металу. Тобто зразки випробовували при циклічному навантаженні до утворення тріщин втоми глибиною 10...12 мм, які в подальшому підлягали усуненню за допомогою ремонтного напавлення. Після виконання ремонтного напавлення проводили вимірювання залишкових напружень неруйнівним ультразвуковим методом. Схематичне зображення місць вимірювання залишкових напружень приведено на рис. 4, а епюри розподілу залишкових напружень у вихідному стані та після ремонтного напавлення на рис. 5. Вимірювання залишкових напружень, орієнтованих вздовж та поперек зразка, проводили від лінії сплавлення низьковуг-

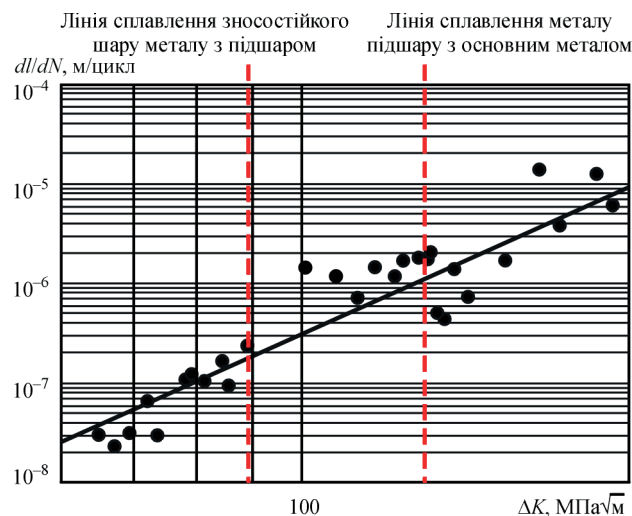


Рис. 3. Кінетична діаграма втомного руйнування багатошарового матеріалу, сформованого зносостійким напавленням з використанням підшару з низьковуглецевої сталі

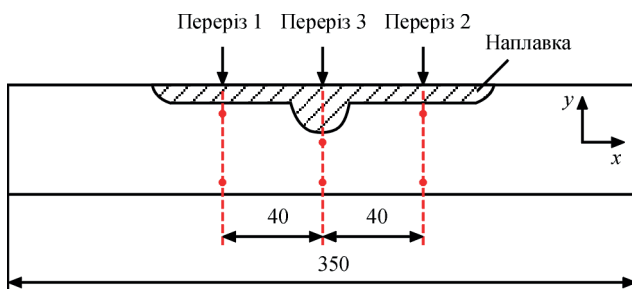
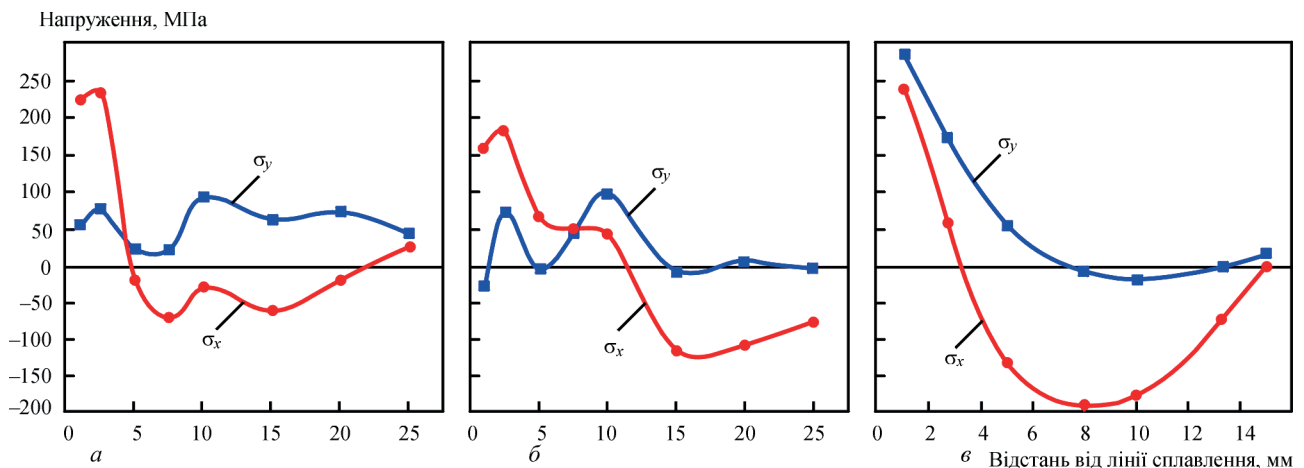


Рис. 4. Схематичне зображення місць вимірювання залишкових напружень в зразку після ремонтного напавлення

Таблиця 4. Результати втомних випробувань зразків третьої серії

Номер зразка	Максимальні напруження циклу, МПа	Циклічна довговічність до утворення тріщини 10...12 мм, цикли	Циклічна довговічність після виконання ремонтного наплавлення, цикли	Загальна циклічна довговічність, цикли
9	500	2127600	616300	2743900
10	600	461600	86900	1331100
11	600	2024700	109600	2134300


 Рис. 5. Розподіл залишкових напружень, орієнтованих вздовж  $\sigma_x$  та поперек  $\sigma_y$  зразка після ремонтного наплавлення в перерізі 1 (а), 2 (б) та 3 (в)

лецевого підшару з основним металом (визначали за макроструктурою) вглиб металу. Приведені на епюрах значення залишкових напружень є усередненими по товщині зразка.

Використання ультразвукових кварцових датчиків поздовжніх та зсувних хвиль з базою виміру  $7 \times 7$  мм не дозволило провести вимірювання напружень ближче ніж 1 мм до лінії сплавлення низьковуглецевого підшару з основним металом. Максимальні повздовжні залишкові напруження розтягу  $\sigma_x$  знаходяться безпосередньо в зоні виконання ремонтного наплавлення і складають біля 240 МПа на відстані 1 мм від лінії сплавлення (рис. 5, б). На відстані 40 мм від місця проведення ремонтного наплавлення залишкові повздовжні напруження розтягу  $\sigma_x$  на відстані 1 мм від лінії сплавлення знаходяться у діапазоні 160...220 МПа (рис. 5, а, в). З подальшим віддаленням від лінії сплавлення вглиб металу формується зона залишкових напружень стиску, які досягають значень до  $-70 \dots -120$  МПа в перерізах 1, 2 та до  $-200$  МПа в перерізі 3 (в зоні виконання ремонтного наплавлення). Значний об'єм наплавленого металу при виконанні ремонтного наплавлення призводить до формування в цій зоні більш високих, у порівнянні з виготовковим наплавленням, поперечних залишкових напружень розтягу на рівні 280 МПа (рис. 5).

Після вимірювання залишкових напружень зразки третьої серії випробовували на втому при трьохточковому віднульовому циклічному згинанні. Циклічну довговічність зразків до та після ремонтного наплавлення наведено в табл. 4.

Після виконання ремонтного наплавлення зародження та розвиток тріщин втоми в усіх зразках третьої серії відбувалося віддалік від місця ремонту. Як і у випадку виготовного наплавлення, процес втомного руйнування відновлених наплавленням деталей відбувався або по межі сплавлення окремих валиків, або безпосередньо біля цієї межі, очевидно, внаслідок хімічної та структурної неоднорідності в даній зоні (рис. 6, а).

Низька циклічна довговічність зразка № 10 до утворення наскрізної тріщини довжиною 10...12 мм (табл. 4) обумовлена технологічним дефектом наплавлення, який сприяв передчасній появі тріщини всередині зразка (на відстані 5 мм від поверхні) в зоні сплавлення між окремими шарами металу (рис. 7). В подальшому тріщина спочатку розвивалася в зносостійкому металі до виходу на поверхню, а потім – в низьковуглецевому підшарі. Після виконання ремонтного наплавлення зразка № 10 зародження та розвиток нової тріщини втоми відбулося в 10...20 мм від місця ремонту.

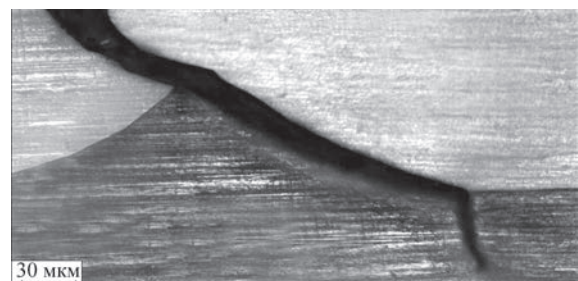


Рис. 6. Зовнішній вигляд ділянки зразка після ремонтного наплавлення з утвореною втомною тріщиною, яка проходить по межі між сусідніми наплавленими валиками



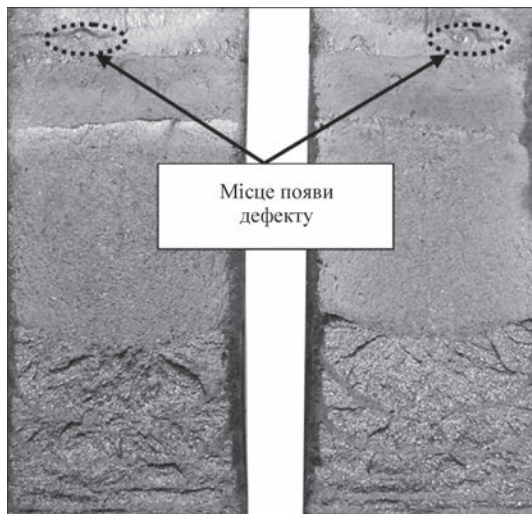


Рис. 7. Зовнішній вигляд поверхні зламу зразка №10 із дефектом по межі сплавлення між окремими шарами наплавленого металу, від якого утворилася втомна тріщина

В цілому на зразках № 9 та № 11 (табл. 4) підтверджено, що застосування ремонтного наплавлення до виробів з втомними тріщинами після їх тривалої експлуатації не призводить до суттєвого збільшення циклічної довговічності після ремонту. Це пов'язано з тим, що після тривалої експлуатації бездефектний шар наплавленого металу має значний рівень накопичених втомних пошкоджень, тому виконання ремонту лише ділянки виробу, пошкодженої тріщиною втоми, без повного видалення наплавленого шару металу неефективно.

Втім, якщо розглянути повний цикл існування наплавленої деталі (виготовлення наплавлення, експлуатація, ремонтне наплавлення, експлуатація), запропонована технологія ремонтного наплавлення із застосуванням пластичного підшару дозволила збільшити загальну довговічність наплавленого зразка приблизно у 1,4 рази у порівнянні зі зразками, наплавленими без підшару [7].

Не зважаючи на це, враховуючи отримані вище дані, для підвищення ефективності ремонтного наплавлення при ремонті тривало експлуатованих виробів та з метою суттєвого підвищення загальної довговічності, рекомендується видаляти не тільки метал навколо виявлених втомних тріщин, а весь наплавлений шар на глибину виявлених втомних тріщин із подальшим відновлювальним наплавленням.

## Висновки

1. Розроблено технологію виготовного та ремонтного наплавлення зразків з вуглецевої сталі 40Х, наплавлених порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС з підшаром з низьковуглецевої сталі 08кп. Неруйнівним ультразвуковим методом вимірювання напружень встановлено, що максимальні повздовжні залишкові напруження розтягу знаходяться безпосередньо в зоні виконання ремонтного наплавлення і

складають біля 240 МПа на відстані 1 мм від лінії сплавлення низьковуглецевого підшару з основним металом. На відстані 40 мм від місця проведення ремонтного наплавлення повздовжні залишкові напруження розтягу на відстані в 1 мм від лінії сплавлення знаходяться в діапазоні 160...220 МПа. Значний об'єм наплавленого металу при виконанні ремонтного наплавлення призводить до формування в цій зоні більш високих, у порівнянні з виготовним наплавленням, поперечних залишкових напружень розтягу на рівні 280 МПа.

2. Встановлено, що магістральна тріщина переважно розповсюджується по межі сплавлення окремих валиків. В процесі втомного руйнування в зонах переходу одного шару металу в інший спостерігалися незначні бічні відгалуження від магістральної тріщини, які розвивалися вдовж лінії сплавлення зносостійкого шару металу з металом підшару та вдовж лінії сплавлення металу підшару з основним металом. Вважаємо, що така поведінка спричинена наявністю зони хімічної та структурної неоднорідності в місцях перекриття сусідніх наплавлених валиків, яка негативно впливає на властивості матеріалу та концентраторів напружень, обумовлених геометрією наплавлених сусідніх валиків, що необхідно враховувати при розробленні техніки та технології виготовного та ремонтного наплавлення.

3. Експериментально досліджено швидкість росту втомних тріщин в різних шарах металу багатошарового матеріалу та побудована кінетична діаграма втомного руйнування (КДВР). Встановлено, що діапазон зміни швидкості росту втомних тріщин в багатошаровому матеріалі відповідає лінійній ділянці КДВР, а відповідно може бути описаний степеневу залежністю Периса  $dl/dN = C(\Delta K)^m$  з параметрами  $C = 5,75 \cdot 10^{-17}$  та  $m = 4,87$ . Максимальні значення КІН (140...180 МПа $\sqrt{м}$ ), отримані на зразках з багатошаровим наплавленням з підшаром, в 2...3 рази перевищують максимальні значення КІН, отримані на зразках без підшару, що свідчить про доцільність застосування низьковуглецевого підшару для підвищення тріщиностійкості багатошарового матеріалу із зносостійким наплавленням.

4. Встановлено, що циклічна довговічність зразків з вуглецевої сталі 40Х, наплавлених порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС з підшаром з низьковуглецевої сталі 08кп перевищує циклічну довговічність зразків, наплавлених без підшару приблизно в 2 рази. Так, циклічна довговічність зразків без підшару при рівнях максимальних напружень 500 МПа знаходиться в діапазоні 561...1420 тис. циклів змін напружень, а циклічна довговічність бездефектних зразків з підшаром при рівнях максимальних напружень 500...600 МПа перевищує 2000 тис. циклів.



5. Показано, що виконання ремонтного наплавлення за схемою видалення та наступного заплавлення лише ділянок металу із втомними тріщинами тривало експлуатованих деталей не призводить до суттєвого збільшення циклічної довговічності після ремонту. Це пов'язано з тим, що після тривалої експлуатації бездефектний шар наплавленого металу має значний рівень накопичених втомних пошкоджень, тому для підвищення ефективності ремонтного наплавлення рекомендовано видаляти не тільки метал навколо виявлених втомних тріщин, а весь наплавлений шар на глибину виявлених втомних тріщин із подальшим відновлювальним наплавленням.

### Список літератури/References

1. Du Toit, M., Van Niekerk, J. (2010) Improving the Life of Continuous Casting Rolls Through Submerged Arc Cladding with Nitrogen-Alloyed Martensitic Stainless Steel. *Welding in the World*, 54 (11-12), 342–349. DOI: <https://doi.org/10.1007/bf03266748>
2. Vundru, C., Paul, S., Singh, R., Yan, W. (2018) Numerical analysis of multi-layered laser cladding for die repair applications to determine residual stresses and hardness. *Procedia Manufacturing*, 26, 952–961. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2018.07.122>
3. Gao, F., Zhou, J., Zhou, J. et al. (2017) Microstructure and properties of surfacing layers of dies manufactured by bi-metal-gradient-layer surfacing technology before and after service. *The International J. of Advanced Manufacturing Technology*, 88, 1289–1297. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-016-8679-0>
4. Zhang, J., Zhou, J., Tao, Y. et al. (2015) The microstructure and properties change of dies manufactured by bi-metal-gradient-layer surfacing technology. *Ibid*, 80, 1807–1814 (2015). DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-015-7170-7>
5. Ahn, D.-G. (2013) Hardfacing technologies for improvement of wear characteristics of hot working tools: A Review. *International J. of Precision Engineering and Manufacturing*, 14 (7), 1271–1283. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12541-013-0174-z>
6. Jhavar, S., Paul, C.P., Jain, N.K. (2013) Causes of failure and repairing options for dies and molds: A review. *Engineering Failure Analysis*, 34, 519–535. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2013.09.006>
7. Ryabtsev, I.O., Knysh, V.V., Babinets, A.A. et al. (2020) Fatigue life of specimens after wear-resistant, manufacturing and repair surfacing. *The Paton Welding J.*, 9, 19–25. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.09.03>
8. Rjabcev, I.A., Senchenkov, I.K., Turyk, Je.V. (2015) *Naplavka. Materialy, tehnologii, matematicheskoe modelirovanie* [Surfacing. Materials, technologies, mathematical modeling]. Gliwice, Wydawnictwo politechniki slaskiej [in Russian].
9. Korotkov V.A. (2017) More efficient surfacing. *Russian Engineering Research*, 37, 701–703. DOI: <https://doi.org/10.3103/S1068798X17080093>
10. Shao, C., Cui, H., Lu, F., Li, Z. (2019) Quantitative relationship between weld defect characteristic and fatigue crack initiation life for high-cycle fatigue property. *International J. of Fatigue*, 123, 238–247. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.02.028>
11. Liu, H., Yang, S., Xie, C. et al. (2018) Mechanisms of fatigue crack initiation and propagation in 6005A CMT welded joint. *J. of Alloys and Compounds*, 741, 188–196. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.12.374>
12. Zerbst, U., Madia, M., Beier, H.T. (2017) Fatigue strength and life determination of weldments based on fracture mechanics. *Procedia Structural Integrity*, 7, 407–414. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2017.11.106>
13. Ryabtsev, I.A., Knysh, V.V., Babinets, A.A. et al. (2019) Methods and specimens for comparative investigations of fatigue resistance of parts with multilayer surfacing. *The Paton Welding J.*, 2, 29–34. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.02.05>
14. Oberg, E. et al. (1996) *Machinery's Handbook (25th ed.)*, Industrial Press Inc.
15. (2004) *Пристрій контролю механічних напружень та деформацій в твердих середовищах*. Патент UA 71637 C2. (2004) *Device for control of mechanical stresses and strains in solid media*. Pat. UA 71637 C2 [in Ukrainian].
16. Kaierle, S., Overmeyer, L., Alfred, I. et al. (2017) Single-crystal turbine blade tip repair by laser cladding and remelting. *CIRP J. of Manufacturing Sci. and Technology*, 19, 196–199. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2017.04.001>
17. Caccese, V., Blomquist, P. A., Berube et al. (2006) Effect of weld geometric profile on fatigue life of cruciform welds made by laser/GMAW processes. *Marine Structures*, 19 (1), 1–22. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.marstruc.2006.07.002>
18. Murakami, Yu. (1990) *Reference book on stress intensity coefficients*. In: 2 Vol. Moscow, Mir [in Russian].

## FATIGUE LIFE OF STEEL SPECIMENS 40KH AFTER WEAR-RESISTANT SURFACING WITH A SUBLAYER OF LOW-CARBON STEEL

I.O. Ryabtsev, V.V. Knysh, A.A. Babinets, S.O. Solovej

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)

The resistance to fatigue fracture of steel 40Kh after wear-resistant surfacing using PP-NP-25Kh5FMS flux-cored wire with a sublayer of a low-carbon plastic material formed by Sv-08A wire was investigated. The design of the deposited specimens and the procedure of their testing simulated the operating conditions of the mill rolls, for the surfacing of which PP-NP-25Kh5FMS flux-cored wire is widely used. A comprehensive procedure for evaluating the resistance of multilayer material to fatigue fracture included three stages: establishment of cyclic life of specimens after manufacturing surfacing; study of cyclic crack resistance of different metal layers; determination of fatigue life of specimens, which in the course of preliminary tests had fatigue cracks in the deposited layer after repair surfacing. It was established that the cyclic life of the specimens of carbon steel 40Kh, deposited using PP-NP-25Kh5FMS flux-cored wire with a sublayer of low-carbon steel 08kp (rimmed) exceeds the cyclic life of the specimens deposited without a sublayer, approximately by 2 times. The maximum values of SIF (140...180 MPa $\sqrt{\text{m}}$ ) obtained on the specimens with a multilayer surfacing with a sublayer, are 2... 3 times higher than the maximum values of SIF obtained on the specimens without a sublayer, which indicates the feasibility of using a low-carbon sublayer to increase the crack resistance of a multilayer material with wear-resistant surfacing. It was shown that performance of repair surfacing according to the scheme of removal and a subsequent surfacing of only areas of the metal with fatigue cracks of long-term operating parts does not lead to a significant increase in the cyclic life after repair. This is related to the fact that after long operation, the defect-free layer of deposited metal has a significant level of accumulated fatigue damages. Therefore, to increase the efficiency of repair surfacing, it is recommended to remove not only the metal around the detected fatigue cracks, but the entire deposited layer to the depth of detected fatigue cracks with the subsequent restoration surfacing. 18 Ref., 4 Tabl., 7 Fig.

**Keywords:** arc surfacing, repair surfacing, plastic sublayer, fatigue life, fatigue cracks, stress intensity factor

Надійшла до редакції 05.02.2021

# МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ В ЕЛЕМЕНТАХ ВВЕР-1000 ПІСЛЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

О.В. Махненко<sup>1</sup>, С.М. Кандаля<sup>1</sup>, Н.Р. Басистюк<sup>1</sup>, М.В. Черкашин<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>ТОВ «УКРЦНІІТМАШ», 03124, м. Київ, вул. Василенка, 7-А. E-mail: [ukrcniitmash@ukr.net](mailto:ukrcniitmash@ukr.net)

Визначення залишкового ресурсу та продовження терміну безпечної експлуатації внутрішньокорпусних пристроїв енергоблоків ВВЕР-1000 на понадпроектний період до 60 років є важливою науково-технічною задачею атомної енергетики України. У процесі тривалої експлуатації елементи внутрішньокорпусних пристроїв – вигородка та шахта внутрішньокорпусна – піддаються інтенсивному впливу ушкоджуючої радіаційної дози, що викликає процеси радіаційного окрихнення, розпухання і повзучості в матеріалі (аустенітна сталь 08X18H10T). Врахування технологічних залишкових напружень після зварювання і наступної термообробки необхідно при розрахунковому обґрунтуванні ресурсу безпечної експлуатації елементів внутрішньокорпусних пристроїв. В роботі за допомогою математичного моделювання отримані розподіли залишкових напружень в об'ємі вигородки і шахти внутрішньокорпусної після електрошлакового зварювання й поля їх перерозподілу після технологічного процесу післязварювальної термообробки по режиму аустенізації. Визначено, що залишкові зварювальні напруження в процесі аустенізації в значній мірі релаксують, однак, у вигородці, яка має складну геометрію зі змінною товщиною стінки і охолоджуючими каналами, за рахунок виникнення в процесі аустенізації при охолодженні істотного градієнта температур утворюються високі залишкові напруження, які необхідно враховувати при визначенні ресурсу внутрішньокорпусних пристроїв ВВЕР-1000. Бібліогр. 8, рис. 8

*Ключові слова:* ВВЕР-1000, внутрішньокорпусні пристрої, вигородка, шахта внутрішньокорпусна, електрошлакове зварювання, термообробка, аустенізація, залишкові напруження

Згідно проектно-конструкторської документації елементи внутрішньокорпусних пристроїв (ВКП) енергоблоку ВВЕР-1000 – вигородка та шахта внутрішньокорпусна (ШВК) – є зварними конструкціями з аустенітної сталі 08X18H10T. Відомо, що ці конструкційні елементи найбільш схильні до нейтронного опромінення в процесі тривалої експлуатації енергоблоку. Всі поздовжні зварні з'єднання зазначених елементів ВКП виконані за технологією електрошлакового зварювання (ЕШЗ), а кільцеві зварні з'єднання ШВК – автоматичного дугового зварювання під флюсом.

Згідно з вимогами нормативної документації [1] при виготовленні всі виконані ЕШЗ з'єднання деталей із сталей аустенітного класу після зварювання слід піддавати термічній обробці за режимом аустенізації, встановленим для основного металу. При загальній термічній обробці зварні вироби поміщають в піч повністю. Згідно з [2] процес аустенізації – це термообробка сталі (процес, аналогічний загартовуванню вуглецевих сталей), що складається з нагріву її до температури 1050...1100 °С, короткочасного витримування при цій температурі і подальшого швидкого охолодження. В процесі нагрівання карбід хрому і вуглецю повністю розчиняються в аустеніті, а швидке охолодження перешкоджає повторному виділенню карбідів, однак в конструкціях зі складною геометрією, таких як вигородка (змін-

на товщина, охолоджуючі канали і т. д.), може призводити до виникнення в перетині досить високого градієнта температур за рахунок нерівномірного охолодження і відповідно до утворення високих залишкових напружень.

При розрахунковому обґрунтуванні продовження ресурсу ВКП ВВЕР-1000 на понадпроектний період (до 60 років експлуатації і більше) необхідно враховувати технологічні залишкові напруження при виготовленні конструкцій. На теперішній час стосовно елементів ВКП питання технологічних залишкових напружень вивчені недостатньо [3].

За допомогою математичного моделювання теплових процесів і в'язкопружнопластичного деформування матеріалу проведено чисельне дослідження утворення, релаксації і перерозподілу залишкових напружень в процесі зварювання і подальшої термічної обробки (аустенізації) вигородки і ШВК енергоблоку ВВЕР-1000.

**Технологічні параметри ЕШЗ.** Схеми розташування поздовжніх зварних з'єднань вигородки і ШВК, виконаних за допомогою електрошлакової технології, представлені на рис. 1. Ширина зварних з'єднань становить приблизно 30 мм, технологічні параметри ЕШЗ, прийняті в розрахунку, представлені нижче [3]. Потужність, що витрачається при зварюванні, становить приблизно 9 кВт, а параметри режиму ЕШЗ забезпечують достатню

Махненко О.В. – <https://orcid.org/0000-0002-8583-0163>, Кандаля С.М. – <https://orcid.org/0000-0002-2036-0498>,

Черкашин М.В. <https://orcid.org/0000-0003-0672-5443>

© О.В. Махненко, С.М. Кандаля, Н.Р. Басистюк, М.В. Черкашин, 2021

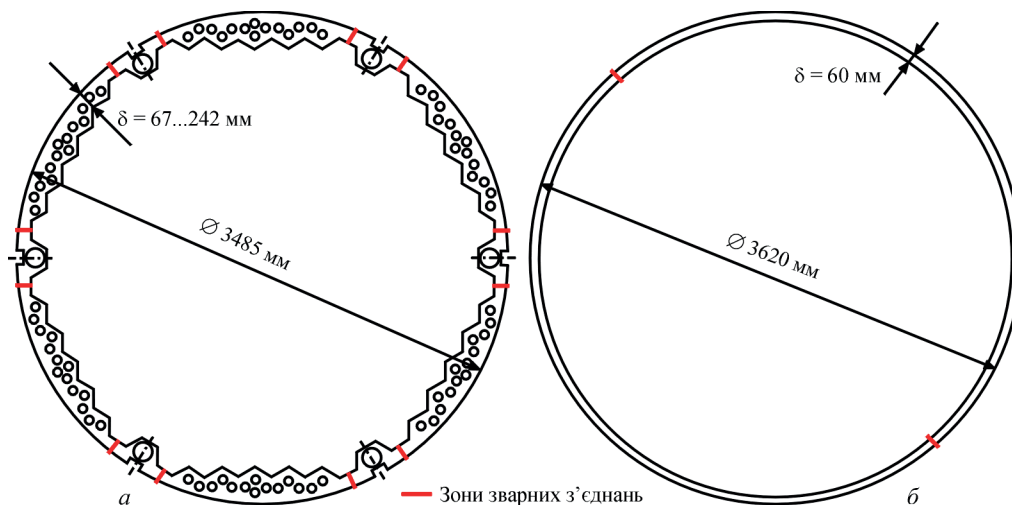


Рис. 1. Схеми розташування поздовжніх зварних з'єднань в перерізі вигородки (а) і ШВК (б)

потужність для нагрівання ( $\sim 60 \%$ ) і розплавлення металу шва ( $\sim 40 \%$ ).

#### Технологічні параметри ЕШЗ

Зварювальний струм, А.....	600
Напруга, В.....	46
Швидкість подачі електрода, м/год.....	230
Швидкість зварювання, мм/с.....	0,42
Глибина рідкометалевої ванни, мм.....	40
Температура рідкометалевої ванни, °С.....	2000
Товщина мундштука, мм.....	10
Діаметр проволоки, мм.....	3
Кількість робочих (що дублюються) електродних проволок, шт. ....	2/2
Флюс.....	48-ОФ-6
Марка електродної проволоки.....	Св-04Х19НН11М3
Тепловий ККД процесу, %.....	85

**Опис математичної моделі визначення НДС при зварюванні.** Завдання визначення НДС елементів ВКП вирішувалося за допомогою скінченно-елементного моделювання. З огляду на великогабаритні розміри конструкційних елементів вигородки і ШВК, а також наявність циклічної симетрії в їх конструкціях, розроблені скінченно-

но-елементні моделі являють собою 30-градусні сектора, що складаються з плоских чотирикутних елементів з розміром граней, що не перевищує 5 мм (рис. 2).

При моделюванні температурних полів при ЕШЗ застосовувалося рівняння нестационарної теплопровідності, яке включає врахування об'ємного зварювального джерела нагріву  $W(x,y,z,t)$ :

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

де  $\rho$  – щільність матеріалу;  $c$  – питома теплоємність;  $\lambda$  – коефіцієнт теплопровідності;  $T$  – температура матеріалу.

Температурна задача вирішувалася при допущенні швидкорухомого джерела нагріву, що дозволило використовувати двовірну скінченно-елементну модель в поперечному перерізі вигородки і шахти внутрішньокорпусної.

Граничні умови на поверхнях елементів ВКП з урахуванням конвекційного теплообміну з навколишнім середовищем задавалися у вигляді:

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

де  $T_{\text{out}}$  – температура довколишнього середовища;  $q$  – тепловий потік;  $h$  – коефіцієнт теплопередачі з поверхні при конвекційному теплообміні з навколишнім середовищем.

Початкові умови при  $t = 0$ :

$$W(x,y,z,0) = 0, T = 20^\circ \text{C}, T_{\text{out}} = 20^\circ \text{C}. \quad (3)$$

З урахуванням гіпотези «плоскої деформації» рішення задачі по визначенню розподілів просторових компонент напружень і деформацій отримано за допомогою двовірних моделей поперечного перерізу вигородки і шахти внутрішньокорпусної в пружнопластичній постановці, тобто тензор деформацій може бути представлений у вигляді суми тензорів [4]:

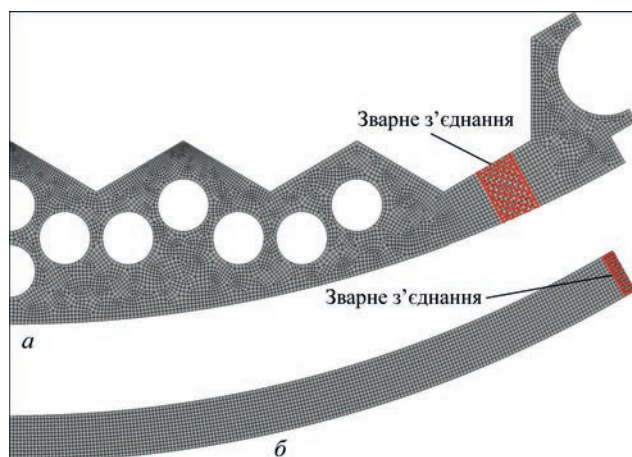


Рис. 2. Скінченно-елементні моделі вигородки (а) і шахти внутрішньокорпусної (б) в 2D постановці



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

де  $\varepsilon_{ij}^e$  – тензор пружних деформацій;  $\varepsilon_{ij}^p$  – тензор пластичних деформацій.

Компоненти тензорів напружень  $\sigma_{ij}$  та пружних деформацій  $\varepsilon_{ij}^e$  пов'язані один з одним законом Гука:

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

де  $\delta_{ij}$  – одиничний тензор ( $\delta_{ij} = 0$ , якщо  $i \neq j$ ,  $\delta_{ij} = 1$ , якщо  $i = j$ ),  $\sigma = \frac{1}{3}(\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz})$ ,  $G = \frac{E}{2(1+\nu)}$  –

модуль зсуву;  $K = \frac{1-2\nu}{E}$  – модуль об'ємного стиснення;  $E$  – модуль Юнга;  $\nu$  – коефіцієнт Пуассона;  $\varphi$  – функція вільних відносних подовжень, викликаних зміною температури:

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

де  $\alpha$  – коефіцієнт відносного температурного видовження матеріалу.

Пластичні деформації пов'язані з напруженням станом рівнянням теорії пластичної неізотермічної течії, асоційованої з умовою текучості Мізеса:

$$d\varepsilon_{ij}^p = d\lambda(\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma) \quad (i,j = x,y,z), \quad (7)$$

де  $d\varepsilon_{ij}^p$  – приріст тензора  $\varepsilon_{ij}^p$  в даний момент часу  $t$ , обумовлений історією деформування, напруженнями  $\sigma_{ij}$  та температурою  $T$ ;  $d\lambda$  – скалярна функція, яка визначається умовами течії в наступному вигляді:

$$d\lambda = 0, \text{ якщо } f = \sigma_i^2 - \sigma_T^2(T) < 0 \text{ або } f = 0, \text{ при } df < 0;$$

$$d\lambda > 0, \text{ якщо } f = 0 \text{ та } df > 0; \quad (8)$$

стан  $f > 0$  неприпустимий,

де  $\sigma_i$  – інтенсивність напружень

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \left[ (\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{xx} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + 6(\sigma_{xy}^2 + \sigma_{xz}^2 + \sigma_{yz}^2) \right]^{\frac{1}{2}},$$

$\sigma_T(T)$  – межа плинності матеріалу при температурі  $T$ .

Рівняння (7) показує, що для отримання результатів щодо компонент залишкових напружень  $\sigma_{ij}$  і деформацій  $\varepsilon_{ij}$  необхідно розглядати процес розвитку пружнопластичних деформацій за часом, починаючи з деякого початкового стану. Для цього традиційно використовують метод послідовного простежування, коли для моменту  $t$  рішення шукається, якщо відомо повне рішення для моменту  $(t - \Delta t)$ , де  $\Delta t$  – крок простеження розвитку пружнопластичних деформацій, в межах якого можна приблизно вважати, що розвиток відбувається за досить простою траєкторією навантаження. У цьому випадку зв'язок між кінцевими приростами тензора деформацій  $\Delta\varepsilon_{ij}$  і тензором

напружень  $\sigma_{ij}$  відповідно до [4] можна записати у вигляді:

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \psi(\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma) + \delta_{ij} (K\sigma) - b_{ij}, \quad (9)$$

де  $\psi$  – функція стану матеріалу в точці  $(x, y, z)$  в момент  $t$ .

$$\psi = \frac{1}{2G}, \text{ якщо } f < 0,$$

$$\psi > \frac{1}{2G}, \text{ якщо } f = 0, \quad (10)$$

стан  $f > 0$  є неприпустимим,

$b_{ij}$  – тензорна функція додаткових деформацій, яка визначається збільшенням  $\Delta\varphi$  і відомими результатами попереднього етапу простеження:

$$b_{ij} = \left[ \frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma}{2G} + \delta_{ij} (K\sigma) \right]_{t-\Delta t} + \delta_{ij} \Delta\varphi \quad (i,j = x,y,z). \quad (11)$$

Умови течії у вигляді (7) включають значну фізичну нелінійність в функції стану матеріалу  $\psi$ . Для реалізації такого типу фізичної нелінійності зазвичай використовують ітераційні процеси. В результаті на кожній ітерації фізично нелінійна задача переходить в лінійну задачу типу задачі теорії пружності з перемінним модулем зсуву, який дорівнює  $\frac{1}{2\psi}$ , і додатковими деформаціями  $b_{ij}$ .

Для реалізації такої лінеаризованої задачі застосовують чисельні методи.

**Результати моделювання залишкових напружень при ЕШЗ.** На основі розроблених скінченно-елементних математичних моделей, з урахуванням наведених технологічних параметрів ЕШЗ і геометричних характеристик елементів ВКП були отримані розрахункові розподіли температур і напружень в різні моменти часу від початку зварювання і до залишкового стану. На рис. 3 показані розподіли максимальних температур в процесі виконання поздовжніх зварних з'єднань вигородки і ШВК в процесі

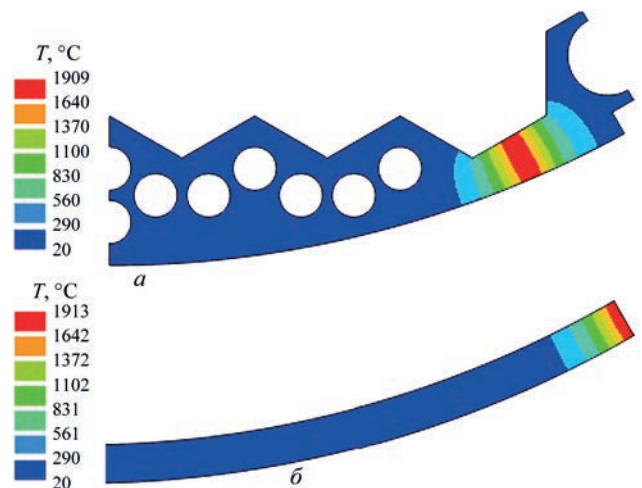


Рис. 3. Розрахункові розподіли максимальних температур в процесі виконання поздовжніх зварних з'єднань вигородки (а) і ШВК (б)

зварювання. Навіть з урахуванням особливостей, характерних для ЕШЗ елементів великої товщини за один прохід, нагрів носить локальний характер з високим градієнтом температури в оточуючому напрямку.

Отримані результати математичного моделювання напруженого стану показали, що локальний високотемпературний нагрів при ЕШЗ і подальше охолодження призводить до утворення в розглянутих елементах ВКП високих залишкових напружень до 230 МПа в осьовому напрямку в зоні зварного шва (рис. 4, д, е), тобто до межі плинності матеріалу, а в радіальному (рис. 4, а, б) і оточуючому (рис. 4, в, з) напрямках внаслідок рівномірності зварювального нагріву по товщині при ЕШЗ до більш низького рівня залишкових напружень до 50 МПа. З огляду на досить велику зону високих розтягуючих залишкових напружень після зварювання як в вигородці, так і в ШВК, доцільним є проведення післязварювальної термообробки за режимом аустенізації з метою зниження рівня залишкових зварювальних напружень і розчинення карбідів хрому і вуглецю, які утворюються в зоні термічного впливу при зварюванні.

**Моделювання термообробки.** Зварні з'єднання відповідальних конструкцій піддаються післязварювальній термообробці. Згідно з вимогами нормативної документації [1] зварні з'єднання конструкційних елементів обладнання АЕС з ау-

стенітної сталі після ЕШЗ піддаються термообробці по режиму аустенізації (гартуванню).

Згідно з [5] аустенізацію (загартування) виробів необхідно проводити по режиму: нагрів до 1050...1100 °С, деталі з товщиною матеріалу до 10 мм охолоджувати на повітрі, понад 10 мм – у воді. Зварні вироби складної конфігурації, щоб уникнути деформацій слід охолоджувати на повітрі. Час витримування при нагріванні при загартуванні для виробів з товщиною стінки до 10 мм – 30 хв, понад 10 мм – 20 хв + 1 хв на 1 мм максимальної товщини. Товщина вигородки і ШВК в зоні зварного з'єднання становить 67 та 60 мм відповідно. Таким чином, охолодження елементів ВКП в процесі аустенізації мало відбуватися на повітрі, а час витримки – складати приблизно 87 хв для вигородки і 80 хв для ШВК.

При проведенні математичного моделювання процесу післязварювальної термообробки елементів ВКП особливістю розробленої моделі визначення нестационарного температурного поля був конвекційний теплообмін на поверхнях за рахунок поступового нагрівання навколишнього середовища (повітря) в печі, і подальшого досить швидкого охолодження на повітрі. Нестационарні граничні умови відповідали рівномірному підвищенню температури навколишнього середовища в процесі нагрівання і швидкого зниження температури до 20 °С при охолодженні.

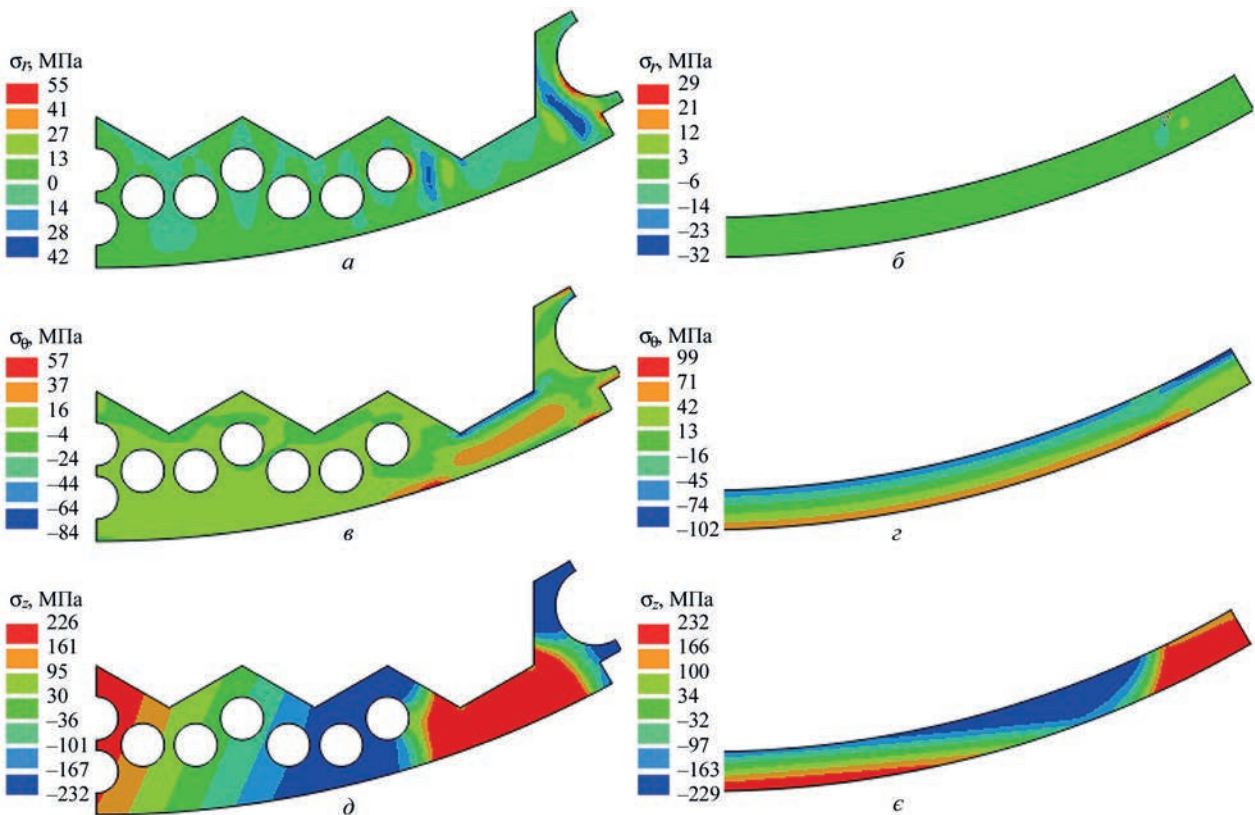


Рис. 4. Залишкові напруження після зварювання кілець вигородки і ШВК в радіальному (а, б), оточуючому (в, з) і осьовому (д, е) напрямках

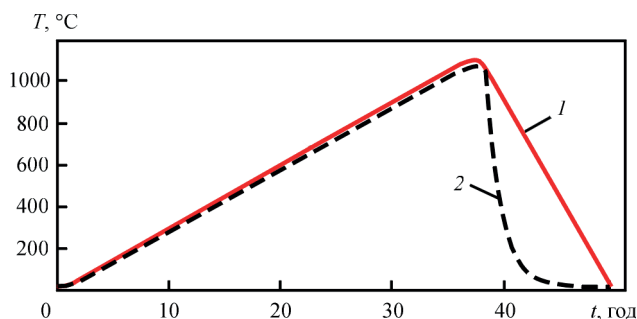


Рис. 5. Графік зміни температури матеріалу елементів ВКП в процесі термообробки по режиму аустенізації: 1 – режим аустенізації; 2 – розрахункова температура

Графік режиму термообробки, а саме, зміни температури навколишнього середовища в процесі аустенізації елементів ВКП в печі при нагріванні зі швидкістю 30 °C/год, витримці протягом 87 хв і охолодженні з підвищеною швидкістю на повітрі представлений на рис. 5.

Початкові і граничні умови крайової задачі визначення температурних розподілів в вигородці і ШВК при термообробці:

$$\begin{aligned} \text{при } t = 0 \quad T_{\text{out}}(0) &= 20 \text{ }^{\circ}\text{C}, \quad T(0) = 20 \text{ }^{\circ}\text{C} \\ q &= -h(T_{\text{out}}(t) - T), \quad T_{\text{out}}(t) = 30 \text{ }^{\circ}\text{C} / \text{год} \\ T_{\text{out}}^{\text{max}} &= 1100 \text{ }^{\circ}\text{C}. \end{aligned}$$

Коефіцієнт тепловіддачі з поверхонь елементів ВКП при конвекційному теплообміні з навколишнім середовищем в печі і на повітрі приймався рівним значенню  $h = 30 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot ^{\circ}\text{C})$  в умовах природної конвекції і постійним у всьому діапазоні температури нагріву і охолодження. Променистий теплообмін в розробленій моделі окремо не моделювався, його вклад враховувався в деякому підвищенні значення коефіцієнту тепловіддачі.

Тривалий процес нагріву зварних конструкційних елементів до температури аустенізації викликає процеси високотемпературної повзучості в матеріалі, що призводить до релаксації залишкових напружень в зоні зварних з'єднань.

У розробленій моделі задача визначення НДС при термообробці вирішувалася у в'язкопружнопластичній постановці [4]:

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

де швидкість деформацій повзучості визначалася за допомогою закону Бейлі-Нортон [6]

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{cr} = A \cdot \sigma_{eq}^n. \quad (12)$$

Для аустенітної сталі 08X18H10T при температурі 700 °C (973K) при визначенні швидкості деформацій температурної повзучості можуть бути прийняті наступні коефіцієнти:  $A = 6,948 \cdot 10^{-14}$ ,  $n = 6,22$  [7]. Через відсутність даних по повзучості матеріалу елементів ВКП при більш високих температурах в розробленій моделі визначення їх НДС при термообробці були прийняті зазначені коефіцієнти для всього високотемпературного діапазону нагрівання понад температури 700 °C. Це підвищує консервативність результатів розрахунку, оскільки при більш високих температурах процеси повзучості протікають більш інтенсивно.

Треба відзначити, що поперечний переріз вигородки відрізняється від перетину шахти внутрішньокорпусної своєю неоднорідністю по товщині, тому що внутрішня поверхня вигородки повторює границю активної зони реактора, а наявність охолоджуючих каналів сприяє охолодженню матеріалу вигородки в процесі її експлуатації. Така геометрична неоднорідність впливає на нерівномірне

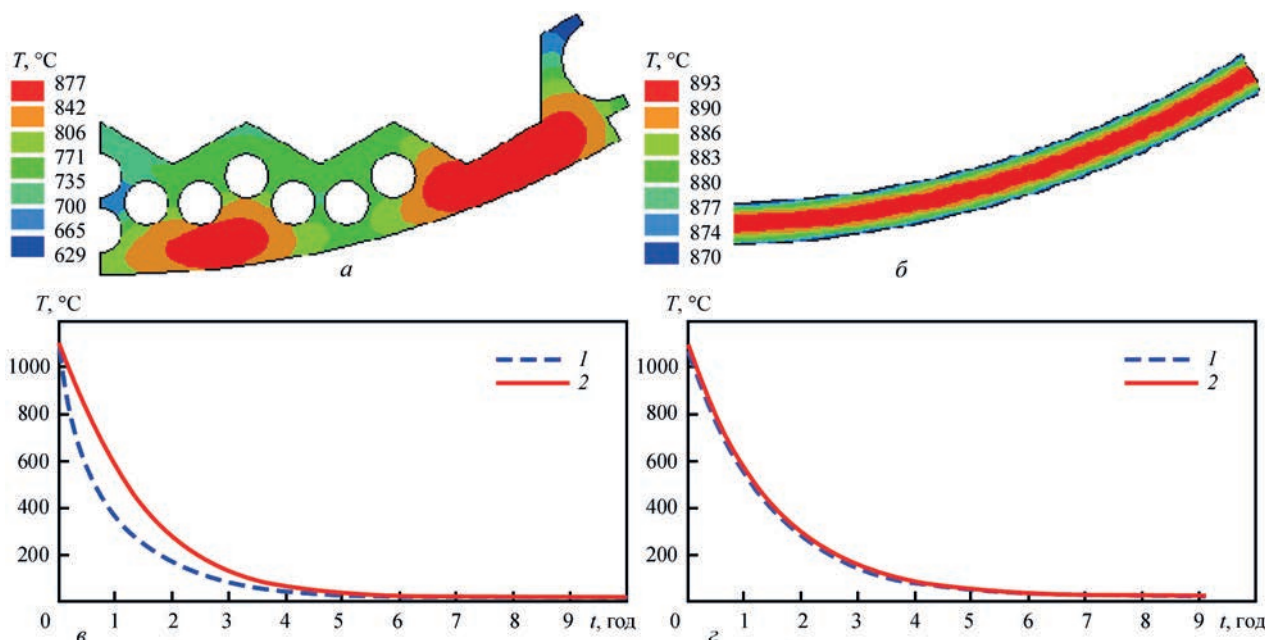


Рис. 6. Температурне поле в певний момент часу і зміна температури в процесі охолодження при аустенізації: а, б – вигородки; в, г – ШВК (1 – на поверхні; 2 – внутрішній об'єм)



оохолодження конструкції в результаті інтенсивного теплообміну з поверхонь в процесі охолодження на повітрі при термообробці, що призводить до утворення градієнта температур до  $250\text{ }^{\circ}\text{C}$  (рис. 6, а, в) на границях вигородки і в її внутрішньому об'ємі і, як наслідок, до утворення залишкових напружень після процесу аустенізації (рис. 7, а, в, д). Для шахти внутрішньокорпусної через постійну товщини стінки характерний постійний градієнт температури в радіальному напрямку і відсутність градієнта в окружному напрямку, різниця температур на поверхнях і внутрішньому об'ємі в процесі охолодження на повітрі при термообробці не перевищує  $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ , що не призводить до утворення високих залишкових напружень (рис. 7, б, з, є).

У вигородці найбільш високі залишкові напруження, як стискаючі (до  $-230\text{ МПа}$ ), так і розтягуючі (до  $120\text{ МПа}$ ) спостерігаються в осьовому напрямку (рис. 7, д), також в окружному напрямку розтягуючі залишкові напруження досягають  $55\text{ МПа}$ . Такий високий рівень залишкових напружень слід обов'язково враховувати в процесі визначення ресурсу елементів ВКП при проведенні розрахункового обґрунтування продовження терміну експлуатації енергоблоків ВВЕР-1000.

Що стосується ШВК, то в результаті після зварювальної термообробки по режиму аустенізації в процесі тривалого нагрівання до високих температур залишкові зварювальні напруження майже

повністю релаксують і на стадії швидкого охолодження з урахуванням низького градієнта температур по товщині (рис. 6, б, з) через рівномірну циліндричну форму з постійною товщиною стінки ШВК утворюються досить низькі залишкові напруження в межах  $(-17...5)\text{ МПа}$  (рис. 7, б, з, є). При проведенні розрахункового визначення ресурсу елементів ВКП такий низький рівень залишкових напружень можна не враховувати.

Варто зазначити, що у літературі мало даних, що описують температурну залежність коефіцієнта тепловіддачі з поверхні деталей із нержавіючої сталі при нагріванні до високих температур. Згідно з [8] коефіцієнт тепловіддачі при охолодженні в спокійному повітрі для температури  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  може досягати  $150\text{ Вт/м}^2\cdot^{\circ}\text{C}$ . В такому випадку під час охолодження елементів ВКП в процесі аустенізації можуть утворюватися високі залишкові пластичні деформації і напруження.

Проведена оцінка впливу значення середнього коефіцієнта тепловіддачі з поверхні, прийнятого в розрахунку, на рівень максимальних залишкових напружень після термообробки за режимом аустенізації вигородки і ШВК. Було проведено моделювання при значеннях середнього коефіцієнту тепловіддачі 10, 30 та  $50\text{ Вт/(м}^2\cdot^{\circ}\text{C)}$ . На рис. 8 представлена залежність рівня максимальних залишкових напружень в осьовому напрямку від коефіцієнта тепловіддачі, яка характеризується значним підвищенням при зростанні коефіцієнта

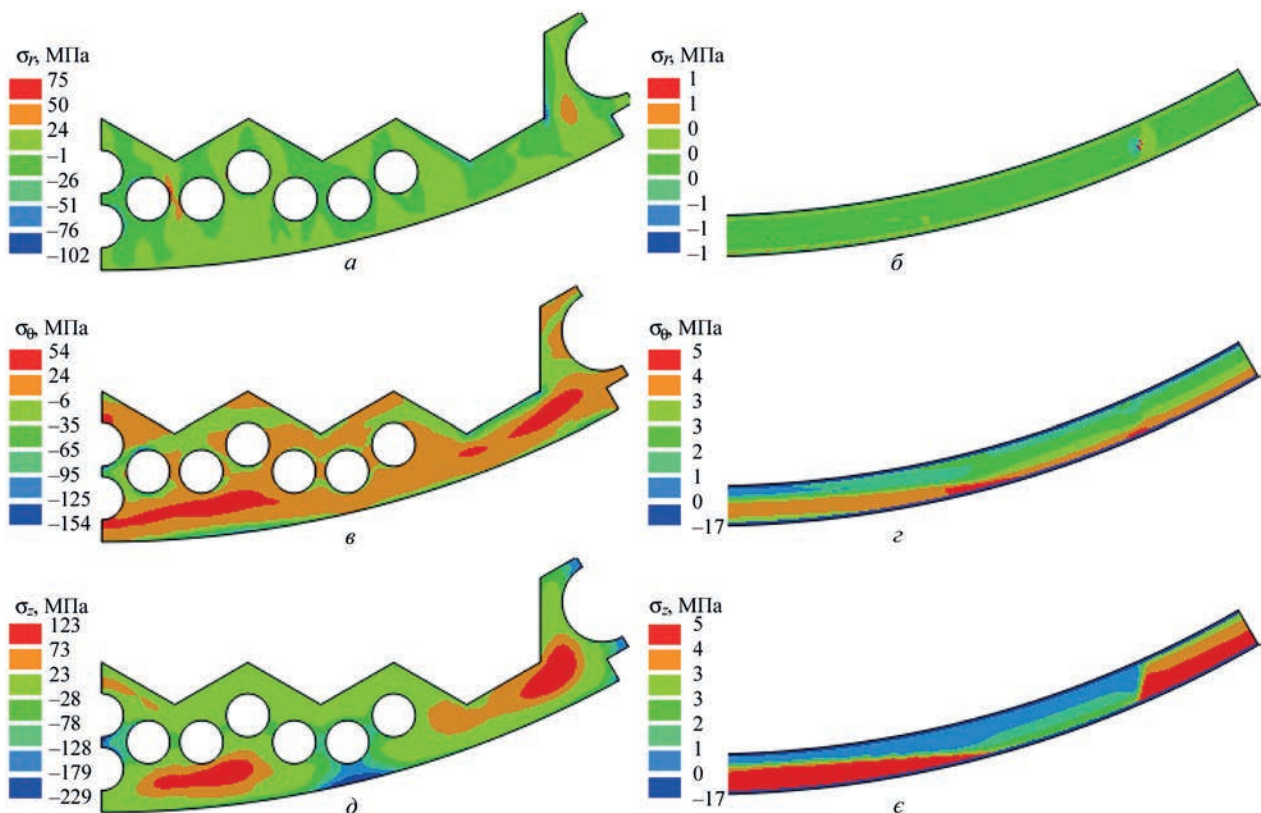


Рис. 7. Залишкові напруження після зварювання і аустенізації вигородки і ШВК в радіальному (а, б), окружному (в, з) і осьовому (д, е) напрямках

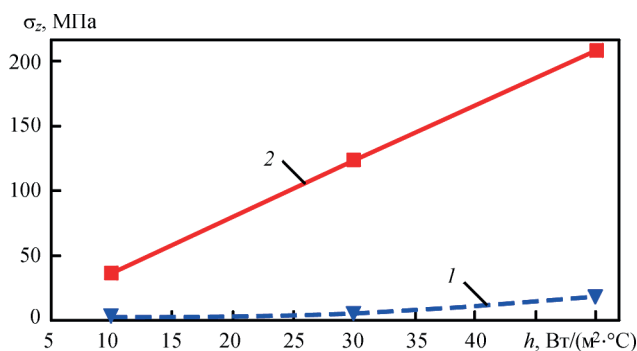


Рис. 8. Рівень залишкових осевих напружень залежно від значення коефіцієнта теплопровідності: 1 – ШВК; 2 – вигородка

теплопровідності. Для проведення більш точної оцінки впливу процесу аустенізації на залишкові напруження в елементах ВКП необхідно мати уточнені дані коефіцієнтів теплопровідності для нержавіючої сталі, їх врахування може істотно вплинути на визначення залишкового ресурсу ВКП ВВЕР-1000.

## Висновки

1. При розрахунковому обґрунтуванні продовження ресурсу ВКП ВВЕР-1000 на понад-проектний період (до 60 років експлуатації і більше) необхідно враховувати технологічні залишкові напруження. За допомогою математичного моделювання теплових процесів і в'язкопружнопластичного деформування матеріалу проведено чисельне дослідження утворення, релаксації і перерозподілу залишкових напружень в процесі зварювання і подальшої термічної обробки конструкційних елементів вигородки і ШВК енергоблоку ВВЕР-1000.

2. Результати математичного моделювання показали, що післязварювальна термічна обробка елементів ВКП (вигородка і ШВК) по режиму аустенізації ( $T = 1100^\circ\text{C}$ ) дозволяє істотно релаксувати залишкові зварювальні напруження, однак висока геометрична неоднорідність вигородки впливає на нерівномірність охолодження в об'ємі конструкції при інтенсивному теплообміні на повітрі, що призводить до появи градієнта температур і, як наслідок, утворення високих залишкових напружень, що слід враховувати при визначенні ресурсу ВКП ВВЕР-1000.

## Список літератури/References

- (1989) PNAE G-7-009-89. *Equipment and pipelines of nuclear power installations. Welding and overlaying, general provisions*. Moscow, ENERGOATOMIZDAT.
- (1985) Rakhmievich Z.Z., Radzin I.M., Faramazov S.A. *Reference book of mechanic of chemical and petrochemical production*. Moscow.
- (2016) Makhnenko O.V., Mirzov I.V., and Porokhonko V.B. Modeling of residual stresses, radiation swelling and stressed state of in-service WVER-1000 reactor baffle. *The Paton Welding J.*, 4, 32–38. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.04.03>
- (1976) Makhnenko V.I. *Computational methods of investigation of welded stress and strain kinetics*. Kiev, Naukova Dumka.
- (2004) STP 26.260.484-2004 *Heat treatment of corrosion-resistant steels and iron-nickel-based alloys in chemical engineering*. OJSC «NIIKHIMMASH».
- (1966) Rabotnov Yu.N. *Creep of structural elements*. Moscow, GIFML.
- (2006) Margolin, B.Z., Gulenko, A.G., Kursevich, I.P., Buchatskii, A.A. Modeling for fracture in materials under long-term static creep loading and neutron irradiation. Part 2. Prediction of creep rupture strength for austenitic materials. *Strength of Materials*, 38(5), 449–457.
- (1953) Nemchinskiy A.L. *Thermal calculations of heat treatment*. Leningrad, Sudpromgiz.

## MATHEMATICAL MODELING OF RESIDUAL STRESSES IN WVER-1000 ELEMENTS AFTER HEAT TREATMENT

O.V. Makhnenko<sup>1</sup>, S.M. Kandala<sup>1</sup>, N.R. Basistiyuk<sup>1</sup>, M.V. Cherkashin<sup>2</sup>

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

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

<sup>2</sup>«Ukrtsniitmash» Company, 7a Vasylenska Str., 03124, Kyiv, Ukraine. E-mail: [ukrcniitmash@ukr.net](mailto:ukrcniitmash@ukr.net)

Determination of residual life and extension of safe operating life of WVER-1000 internals for a term of up to 60 years beyond the design period is an important scientific and engineering objective for nuclear power industry of Ukraine. During long-term operation the internal elements: reflection shield and cavity are exposed to intensive impact of damaging radiation dose that causes the processes of radiation embrittlement, swelling and creep in the material (austenitic steel 08Kh18N10T). Technological residual stresses after welding and subsequent heat treatment should be taken into account at calculation-based substantiation of the safe operating life of reactor internal elements. In the work mathematical modeling was used to derive residual stress distributions in the volume of the reflection shield and internal cavity after electroslag welding and their redistribution fields after post-weld heat treatment by autenitizing mode. It is determined that the residual welding stresses are largely relaxed during austenitizing. In the reflection shield, however, which is of complex geometry with a variable wall thickness and cooling channels, high residual stresses develop, due to occurrence of a significant temperature gradient at cooling during austenitizing. These stresses should be taken into account at determination of the residual life of WVER-1000 internals. Ref. 8, Fig. 8.

**Keywords:** WVER-1000, reactor internals, reflection shield, internal cavity, electroslag welding, heat treatment, austenitizing, residual stresses

Надійшла до редакції  
01.03.2021

# ЕЛЕКТРОДУГОВЕ НАПИЛЕННЯ ІНТЕРМЕТАЛІДНИХ Fe–Al ПОКРИТТІВ З ВИКОРИСТАННЯМ РІЗНОРІДНИХ СУЦІЛЬНИХ ТА ПОРОШКОВИХ ДРОТІВ

Ю.С. Борисов, А.Л. Борисова, Н.В. Вігілянська, І.А. Дем'янов, О.М. Бурлаченко

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)

Досліджено механізм формування та структуру покриттів на основі системи залізо-алюміній, напилених електродуговим способом з використанням дротів суцільного перерізу і порошкового дроту. Досліджено гранулометричний склад, структуру та мікротвердість частинок (продуктів розпилення електродних дротів заліза і алюмінію), уловлених із струменя розпилення, а також структуру, фазовий склад та мікротвердість електродугових покриттів системи залізо-алюміній. Встановлено, що під час розпилювання дротів Fe+Al та Fe+AlMg взаємодії частинок в струмені не відбувається і продукти розпилення являють собою частинки заліза та алюмінію з відповідною твердістю. У цьому випадку утворення інтерметалідів в покриттях також не відбувається і вони мають гетерогенну структуру, що складається з компонентів на основі заліза і алюмінію. Встановлено, що інтерметалідна FeAl структура формується тільки після термообробки напилених покриттів при 650 °С. При напиленні порошкового дроту ПД(Fe–Al) в процесі плавлення оболонки і наповнювача відбувається міжфазна взаємодія, в результаті чого формується покриття з мікротвердістю 2460±290 МПа, основною фазою в яких є інтерметалід Fe<sub>3</sub>Al. Бібліогр. 21, табл. 1, рис. 6.

*Ключові слова:* електродугове напилення, інтерметалід, залізо-алюміній, покриття, дріт суцільного перерізу, порошковий дріт, мікроструктура

Сплави на основі алюмінідів заліза відносяться до числа перспективних конструкційних матеріалів, що призначені для роботи при температурах 600...1000 °С, характеризуються низькою вартістю, високим опором зношенню, корозії та окисленню, в тому числі в агресивних сірководневих середовищах [1, 2].

Використання сплавів на основі алюмініду заліза в якості захисних покриттів багато в чому обумовлено можливістю підвищення терміну служби різноманітних елементів механізмів, що працюють в умовах підвищеного зношення та корозії, скорочення вартості виробів з покриттями в порівнянні з високолегованими сталями, а також можливістю використання простої та недорогій технології їх напилення [3, 4]. Своїми властивостями дані матеріали зобов'язані впорядкованій кристалічній структурі з міцними хімічними зв'язками в поєднанні з щільною упаковкою атомів, що призводить до підвищеної стійкості до повзучості, рекристалізації та високотемпературної корозії в порівнянні з традиційними металевими сплавами [5].

Покриття на основі інтерметалідів Fe–Al отримують методами газотермічного напилення: плазмовим [6], високошвидкісним газополуменевим [7] і детонаційними [8]. В якості матеріалів для напилення при цих методах використовують порошки інтерметалідів, що одержуються метода-

ми розпилення [9], механічного легування та механо-хімічного синтезу [10, 11].

Альтернативним способом отримання залізо-алюмінієвих покриттів є електродугове напилення (ЕДН), при якому покриття формуються в результаті сумісного розпилення Fe- та Al-містких дротів. У разі використання в якості матеріалів, що напилюються, композиційних дротів FeAl [12] або порошкових дротів (ПД) [4], що складаються з оболонки заліза з наповнювачем порошка алюмінію, в результаті напилення відбувається взаємодія розплавів заліза та алюмінію з утворенням в покриттях інтерметалідних фаз Fe<sub>3</sub>Al, FeAl. При напиленні шляхом сумісного розпилення дротів суцільного перерізу формуються покриття з псевдосплавною структурою [13], зокрема, при напиленні дротів заліза і алюмінію покриття складаються з вихідних компонентів заліза і алюмінію, їх оксидів і твердих розчинів на основі Fe, Al [14]. В цьому випадку синтезу інтерметалідних фаз Fe<sub>x</sub>Al<sub>y</sub> не відбувається або їх наявність не перевищує 5 мас. % [15], а формування інтерметалідів Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>, Fe<sub>3</sub>Al і FeAl відбувається в випадку подальшої термообробки покриттів при 650 °С [14].

В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона дослідження особливостей формування електродугових покриттів на основі системи Fe–Al ведуться з 1990-х років. Розроблені авторами [16] електродугові покриття системи сталь-алюміній,

Борисов Ю.С. – <https://orcid.org/0000-0002-6019-8464>, Борисова А.Л. – <https://orcid.org/0000-0002-7376-3370>,  
Вігілянська Н.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Дем'янов І.А. – <https://orcid.org/0000-0003-4536-9971>,  
Бурлаченко О.М. – <https://orcid.org/0000-0003-2277-4202>,  
© Ю.С. Борисов, А.Л. Борисова, Н.В. Вігілянська, І.А. Дем'янов, О.М. Бурлаченко, 2021



що містять 10 % алюмінію, були застосовані Львівською філією ЦКБ «Союзе́нергосерві́с» для захисту екранних труб котлоагрегатів від високотемпературної ( $T \leq 550^\circ\text{C}$ ) сірчистої корозії при слабкому газоабразивному зношуванні та успішно експлуатувалися на Бурштинській, Придністровській і Криворізькій ДРЕС-2 на протязі від 1 до 4 років.

Застосування порошкових дротів на основі ферохромалюмінію дозволяє методом ЕДН отримувати покриття з високим рівнем фізико-механічних властивостей ( $\sigma_{\text{зч}} = 20,4$  МПа, модуль Юнга ( $E$ ) –  $7,83 \cdot 10^{-4}$  МПа, пористість –  $4 \pm 0,7$  %, межа витривалості сталі 45 з покриттям ( $\sigma_{\text{л}}$ ) – 220 МПа) [17]. Розроблені покриття були успішно застосовані для відновлення деталей сільськогосподарської техніки ряду підприємств Молдови [18].

В роботі [19] відзначається, що порівняння покриттів, що наносяться методами газотермічного наплення з компактних дротів, з такими ж з порошкових дротів або гнучких шнурів показує, що останні забезпечують комплекс більш високих службових властивостей. Разом з тим детальних досліджень і порівняння особливостей формування інтерметалідних покриттів з компактних і порошкових матеріалів до теперішнього часу не проводилося.

Метою роботи є дослідження особливостей формування інтерметалідних Fe–Al покриттів в умовах електродугового наплення з використанням різномірних та порошкових дротів.

**Матеріали та методи дослідження.** Наплення покриттів системи Fe–Al проводили електродуговим способом з використанням металізатора ЕМ-14М. Покриття отримували шляхом сумісного розпилення дротів суцільного перерізу (сталевий дріт Св08А і алюмінієвий А99; сталевий дріт Св08А і дроту алюмінієвого сплаву АМг6). Для наплення покриттів на основі інтерметалідів Fe–Al було виготовлено порошковий дріт, що складався зі сталеві оболонки Ст08кп та наповнювача – порошку Al марки ПА-4.

Розрахунок для формування порошкового дроту складу 86Fe+14Al (мас. %), що складається з трубчастої металевої оболонки Ст08кп та порошку Al, полягає в розрахунку необхідної насипної щільності порошку Al, при якій порошок рівномірно заповнює всю порожнину металевої трубки діаметром 0,303 см. Насипна щільність порошку Al, що забезпечує рівномірне заповнення об'єму внутрішньої порожнини трубки, розраховується за формулою

$$\gamma_{\text{п. Al}} = \frac{P}{V_{\text{тр}}},$$

де  $P$  – маса порошку Al (14 г);  $V_{\text{тр}}$  – об'єм порожнини металевої трубки, сформованої зі стрічки Ст08кп, який розраховується за формулою

$$V_{\text{тр}} = S_{\text{тр}} L_{\text{тр}},$$

де  $S_{\text{тр}}$  – площа перетину металевої трубки, яка розраховується за формулою

$$S_{\text{тр}} = \frac{\pi D^2}{4} = 0,785 \cdot 0,303^2 = 0,072 \text{ см}^2,$$

а  $L_{\text{тр}}$  розраховується за формулою

$$L_{\text{тр}} = \frac{P_{\text{тр}}}{B \delta \gamma_{\text{ст}}},$$

де  $P_{\text{тр}}$  – маса трубки (86 г);  $B$  – ширина стрічки (1,2 см);  $\delta$  – товщина стрічки (0,04 см);  $\gamma_{\text{ст}}$  – густина Ст08кп (7,8 г/см<sup>3</sup>).

Звідси:

$$L_{\text{тр}} = \frac{86}{1,2 \cdot 0,04 \cdot 7,8} = 229,7 \text{ см},$$

$$V_{\text{тр}} = 229,7 \cdot 0,072 = 16,54 \text{ см}^3,$$

$$\gamma_{\text{п. Al}} = \frac{14}{16,54} = 0,85 \frac{\text{г}}{\text{см}^3}.$$

В результаті проведених розрахунків встановлено, що для формування порошкового дроту з суміші складу 86Fe+14Al (мас. %), що відповідає формулі інтерметаліду Fe<sub>3</sub>Al, необхідно використовувати порошок Al з насипною щільністю 0,85 г/см<sup>3</sup>. Для отримання такого порошку проведено обробку вихідного порошку Al (насипна щільність 1,3 г/см<sup>3</sup>) в атриторі протягом 75 хв при швидкості 400 об/хв та співвідношенні маси куль до маси шихти 7:1 з добавкою стеарату цинку в кількості 2 мас. % до досягнення насипної щільності порошку 0,85 г/см<sup>3</sup>.

Коефіцієнт заповнення виготовленого порошкового дроту ПД(Fe–Al) становить 16 %. Структура дроту представлена на рис. 1.

Діаметр використаних дротів як суцільного перерізу, так і порошкового дроту становив 2 мм.

Виходячи з досліджень особливостей формування покриттів з різномірних дротів [13] і з огляду на літературні дані [14], для електродугового наплення покриттів на основі інтерметалідів Fe–Al було обрано наступні технологічні параметри:

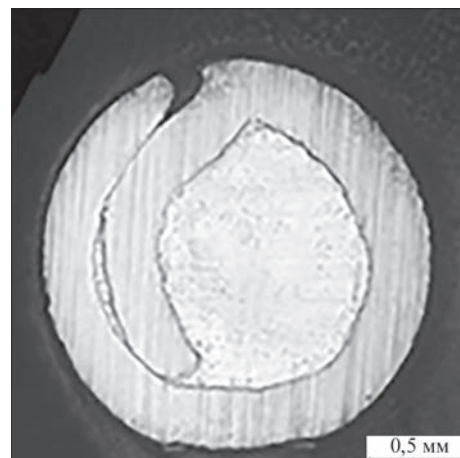


Рис. 1. Структура порошкового дроту ПД(Fe–Al)

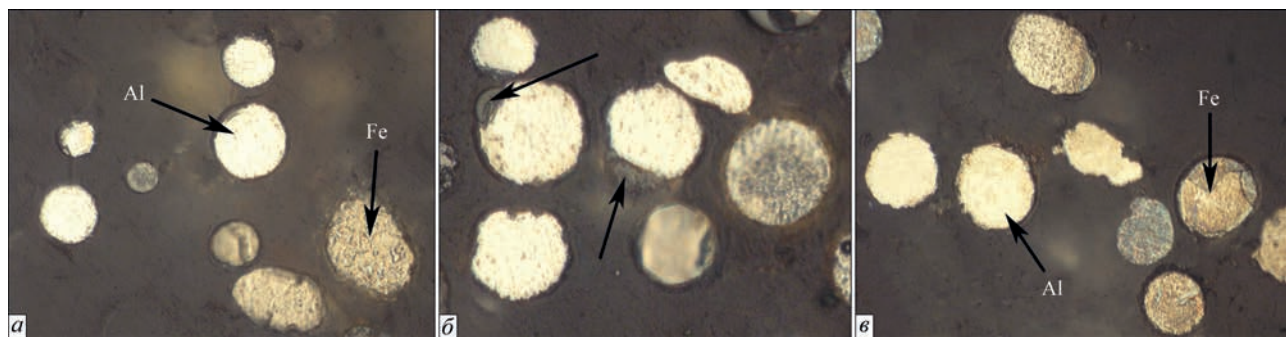


Рис. 2. Мікроструктура продуктів розпилення дротів: а, б – Fe+Al; в – Fe+AlMg; а, в –  $\times 400$ ; б –  $\times 800$

три процесу: струм – 200 А, напруга на електродах – 38 В, тиск стисненого повітря – 0,65 МПа, дистанція напильня – 200 мм. Даний режим напильня забезпечує стабільний процес плавлення електродних дротів, що використовуються.

З метою дослідження характеру розвитку процесів взаємодії частинок розплавів дротів, що утворюються при розпилюванні різнорідних дротів суцільного перерізу Fe+Al і Fe+AlMg, при русі на дистанції напильня між собою та з навколишнім середовищем, визначення їх розмірів і дослідження структури проводили збір частинок продуктів розпилення в водяну ванну розміром  $500 \times 500 \times 200$  мм. Ванна встановлюється під струмінь матеріалу, що напильється, на відстані 200 мм. В отриманому продукті досліджували структуру і дисперсність частинок металографічним методом шляхом вимірювання їх розміру на металографічних шліфах за допомогою оптичного мікроскопа. Для виявлення мікроструктури травлення металографічних шліфів частинок порошків проводили 10%-им спиртовим розчином азотної кислоти протягом 4–5 хв.

При проведенні металографічних досліджень застосовували оптичний мікроскоп Neophot-32 з пристосуванням для цифрового фотографування, а вимірювання мікротвердості проводили на приладі ПМТ-3. Рентгеноструктурний фазовий аналіз (РСФА) покриттів виконували з використанням дифрактометра ДРОН-3 в  $\text{CuK}_\alpha$ -випромінюванні з графітовим монохроматором при кроковому переміщенні  $0,1^\circ$  та часом експозиції в кожній точці 4 с з подальшою комп'ютерною обробкою отриманих цифрових даних.

**Результати досліджень.** Дослідження мікроструктури частинок продуктів сумісного розпилення дротів Fe+Al, Fe+AlMg показало, що вони складаються з частинок заліза та алюмінію (рис. 2), тобто в процесі розпилення взаємодії між частинками заліза та алюмінію не виявлено. Частинки в основному мають сферичну форму, проте частинки неправильної витягнутої форми також зустрічаються. Мікротвердість розпилених частинок відповідає або мікротвердості чистого заліза (2500...2700 МПа), або чистого алюмінію (300...500 МПа).

#### Характеристики продуктів сумісного розпилення дротів Fe+Al та Fe+AlMg

Параметри частинок, мкм	Св08А+Al		Св08А+AlMg	
	Fe	Al	Fe	AlMg
Гранулометричний склад продуктів розпилення, %				
<40	18	35	23	30
40...50	19	25	22	28
50...60	18	18	18	20
60...70	12	8	12	12
70...80	12	8	9	8
80...90	8	1	6	1
90...100	7	2	5	1
>100	6	3	5	1
Середній розмір частинок, мкм				
$d_{cp}$	63	52	59	51
Мікротвердість, МПа				
$HV_{0,05}$	$2570 \pm 810$	$320 \pm 90$	$2790 \pm 590$	$470 \pm 110$

На деяких частинках алюмінію відзначається наявність куполоподібних утворень суцільної та порожнистої структури, які розташовані на їх поверхні (вказані стрілками на рис. 2, б). Напевно ці утворення являють собою оксид алюмінію, так як при проходженні частинок через розпилюючий струмінь на поверхні частинок алюмінію розвивається процес окислення з виникненням плівки оксиду. Подібне явище спостерігається при плазмовому напильні алюмініємістких матеріалів [20].

Характеристика продуктів сумісного розпилення дротів Fe+Al та Fe+AlMg представлена в таблиці.

Дослідження розміру розпилених частинок (таблиця) показало, що основна фракція частинок алюмінію ( $\sim 60\%$ ) має розмір  $<50$  мкм, заліза ( $\sim 50\%$ ) – 40...70 мкм, середній розмір частинок алюмінію складає 51...52 мкм, заліза – 59...63 мкм. Відомо, що розмір частинок продуктів розпилення розплавів металу в основному залежить від величини їх поверхневого натягу [21]. Тому ця різниця в дисперсності отриманих продуктів розпилення різнорідних дротів (Fe та Al) пов'язана з тим, що алюміній має менший коефіцієнт поверхневого натягу ( $\sigma_{Al} = 914 \text{ МДж/м}^2$ ), ніж залізо ( $\sigma_{Fe} = 1850 \text{ МДж/м}^2$ ), і в процесі сумісного розпилення відбувається більш інтенсивне розпилення розплаву алюмінію. Істотної різниці в дисперсності продуктів розпилення дроту чистого алюмінію і

дроту алюмінієвого сплаву АМг-6 не виявлено через незначну різницю їх коефіцієнтів поверхневого натягу.

В результаті металографічного (рис. 3) та рентгенофазового (рис. 4) аналізів напилених покриттів було встановлено, що покриття, отримані сумісним розпиленням дротів Св08А з алюмінієм (Fe+Al) та Св08А з алюмінієвим сплавом АМг6 (Fe+AlMg) складаються з суміші заліза і алюмінію. Мікротвердість ділянок покриттів Fe+Al та Fe+AlMg на основі заліза становить 2400...2600 МПа, алюмінію – 700...800 МПа.

Відомо, що утворення інтерметалідів Fe–Al можна здійснити шляхом термообробки покриттів, отриманих сумісним розпиленням дротів заліза та алюмінію [14]. У даній роботі термооброб-

ка покриття Fe+AlMg проведена при температурі 650 °С протягом двох годин з подальшим охолодженням у воді. Час обробки вибирався з розрахунків коефіцієнта дифузії алюмінію в залізо у твердій фазі. При такому режимі термообробки в покритті відбулося утворення інтерметалідних фаз Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>, Fe<sub>3</sub>Al, FeAl (рис. 4, в), при цьому чистий алюміній і залізо методом РСФА не виявлені.

При порівнянні мікроструктури покриття після термообробки (рис. 5, а) з покриттям до термообробки (рис. 3, б) відзначається збільшення яскраво виражених оксидних прошарків з наявністю пористості по границях ламелей. При цьому чистого алюмінію та заліза в покритті не спостерігається, а складається воно з дифузійних шарів ламелярної структури. Це говорить про повне проходження дифузійних процесів при термообробці при обраному режимі. Мікротвердість покриття Fe+AlMg після термообробки становить 2750 ± 760 МПа.

У випадку наплення порошкового дроту, що містить в якості наповнювача порошок Al (ПД(Fe–Al)), прошарків чистого алюмінію в мікроструктурі покриття не спостерігається (рис. 5, б). Це говорить про те, що весь по-

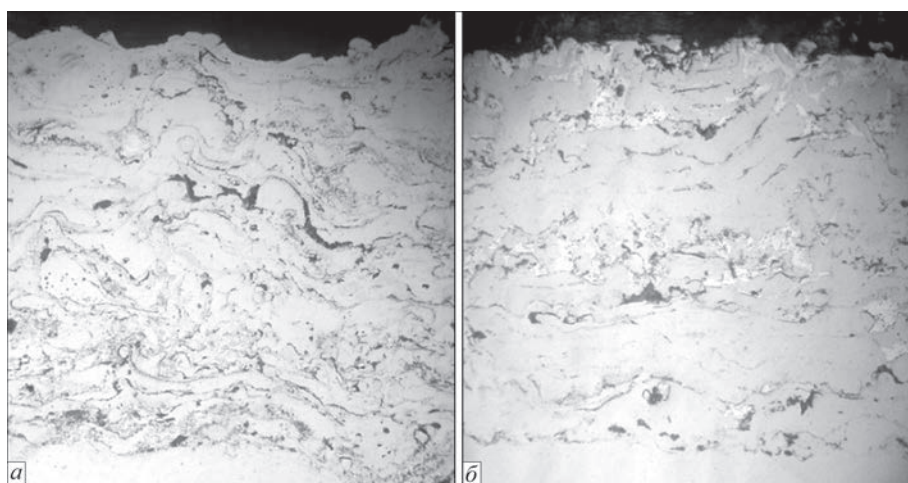


Рис. 3. Мікроструктура електродугових покриттів (×200): а – Fe+Al; б – Fe+AlMg

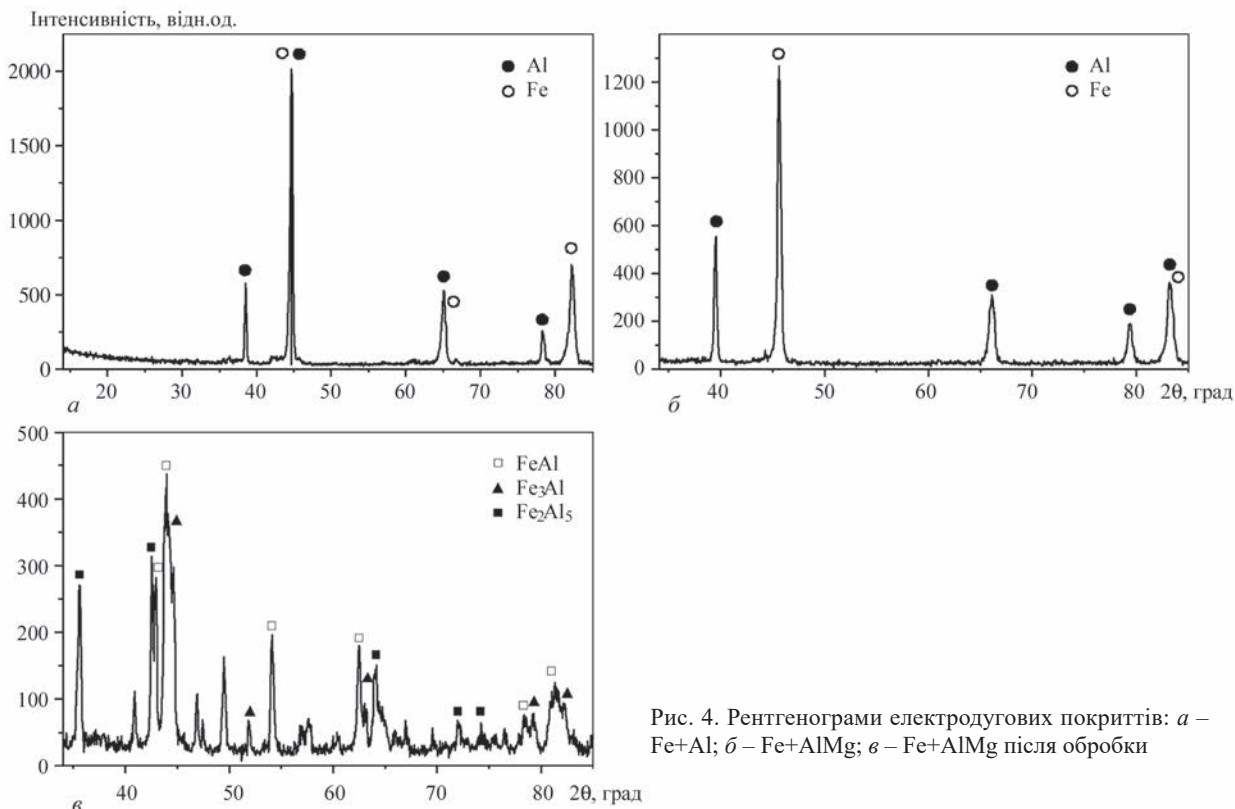


Рис. 4. Рентгенограми електродугових покриттів: а – Fe+Al; б – Fe+AlMg; в – Fe+AlMg після обробки



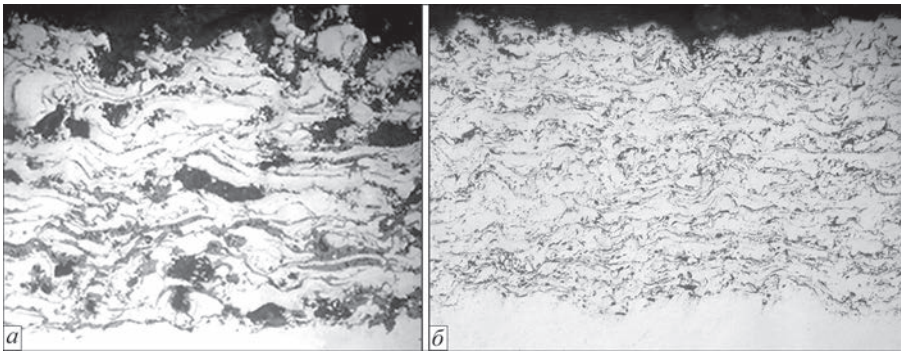


Рис. 5. Мікроструктура ( $\times 400$ ) електродугового покриття Fe+AlMg після термообробки (а) та з порошкового дроту ПД(Fe–Al) (б),  $\times 200$

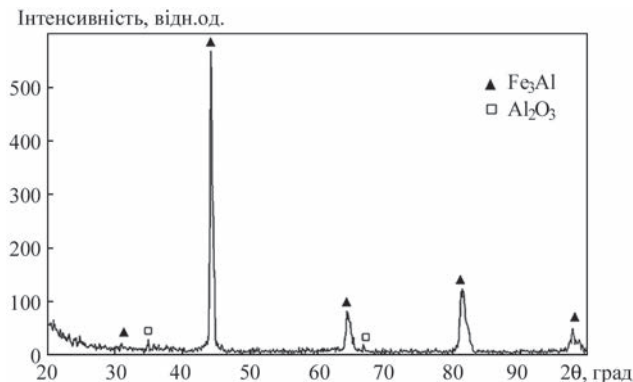


Рис. 6. Рентгенограма електродугового покриття, отриманого напильником порошкового дроту ПД(Fe–Al)

рошок алюмінію в процесі напильника прореагував з розплавом сталеві оболонки або окислювався. Мікротвердість покриття становить  $2460 \pm 290$  МПа.

Рентгеноструктурним фазовим аналізом покриття ПД(Fe–Al) (рис. 6) встановлено, що воно складається з фази  $\text{Fe}_3\text{Al}$ , на яку і був розрахований склад порошкового дроту, з домішками оксиду алюмінію  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Це свідчить про те, що в процесі напильника ПД відбулася повна взаємодія розплавів сталеві оболонки з алюмінієвим наповнювачем з утворенням інтерметаліду та незначне окислення частинок алюмінію.

## Висновки

1. Дослідження процесу диспергування розплавів різнорідних дротів Fe та Al в умовах електродугового напильника показало, що в результаті сумісного розпилення дротів взаємодії частинок при русі в потоці не відбувається, а продукти розпилення складаються з окремих частинок заліза та алюмінію. Дисперсність продуктів розпилення дротів заліза та алюмінію визначається величинами поверхневого натягу розплавів цих матеріалів і їх середній розмір становить 59...63 мкм при використанні дроту Св08А та 51...52 мкм у випадку дротів А99 і АМг-6.

2. При нанесенні покриттів електродуговим способом у випадку сумісного напильника дротів заліза та алюмінію структура покриття складається з ламелей Fe та Al. Інтерметалідна FeAl-структура покриття в

цьому випадку формується шляхом термообробки покриття при  $650^\circ\text{C}$  протягом двох годин.

3. При використанні порошкового дроту, що складається зі сталеві оболонки та наповнювача (порошку алюмінію), в процесі електродугового напильника формуються інтерметалідні покриття, основною фазою яких є

$\text{Fe}_3\text{Al}$ , яка є продуктом міжфазної взаємодії розплавів оболонки (Fe) і порошкового наповнювача (Al).

## Список літератури

- Deevi, S.C., Sikka, V.K. (1996) Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications. *Intermetallics*, 4(5), 357–375. DOI: [https://doi.org/10.1016/0966-9795\(95\)00056-9](https://doi.org/10.1016/0966-9795(95)00056-9)
- Stoloff, N. S. (1998). Iron aluminides: present status and future prospects. *Materials Science and Engineering: A*, 258(1-2), 1–14. DOI: [https://doi.org/10.1016/s0921-5093\(98\)00909-5](https://doi.org/10.1016/s0921-5093(98)00909-5)
- Yang, D.-M., Tian B.-H., Cao Y. (2011) Microstructures and properties of FeAl coatings prepared by LPPS, APS and HVOF. *Proc. of ITSC 2011*, 1229–1234.
- Xu, B., Zhu, Z., Ma, S. et al. (2004) Sliding wear behavior of Fe–Al and Fe–Al/WC coatings prepared by high velocity arc spraying. *Wear*, 257(11), 1089–1095. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.05.012>
- Guilemany, J. M., Cinca, N., Casas, L., Molins, E. (2009) Ordering and disordering processes in MA and MM intermetallic iron aluminide powders. *J. of Materials Science*, 44(8), 2152–2161. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10853-009-3296-z>
- Борисов Ю.С., Борисова А.Л., Вігілянська Н.В. та ін. (2020) Покриття на основі інтерметалідів Fe–Al, які отримані методами плазмового і надзвукового повітряно-газового плазмового напильника. *Автоматичне зварювання*, 7, 32–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.07.04>.
- Guilemany, J.M., Cinca, N., Fernández, J., Sampath, S. (2008) Erosion, Abrasive, and Friction Wear Behavior of Iron Aluminide Coatings Sprayed by HVOF. *J. of Thermal Spray Technology*, 17(5-6), 762–773. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11666-008-9252-7>
- Борисов Ю.С., Борисова А.Л., Астахов Е.А. и др. (2017) Детонационные покрытия из порошков интерметаллидов системы Fe–Al, полученных методом механохимического синтеза. *Автоматическая сварка*, 4, 25–31.
- Prasad, Y.V.R.K., Sastry, D., Sundar, R., Deevi, Seetharama (2001) Optimization of hot workability and hot deformation mechanisms in FeAl and  $\text{Fe}_3\text{Al}$  based alloys. *Proceedings of the International Symposium on Structural Intermetallics*.
- Rajath Hegde, M.M., Surendranathan, A.O. (2009) Synthesis, characterization and annealing of mechanically alloyed nanostructured FeAl powder. *Frontiers of Materials Science in China*, 3(3), 310–318. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11706-009-0021-4>
- Борисов Ю.С., Борисова А.Л., Бурлаченко А.Н. и др. (2017) Структура и свойства легированных порошков на основе интерметаллида  $\text{Fe}_3\text{Al}$  для газотермического напильника, полученных методом механохимического синтеза. *Автоматическая сварка*, 9, 40–47.
- Матвейшин Е.Н. (2009) Прочностные и триботехнические свойства железо-алюминиевых и медно-алюминиевых металлизационных покрытий. *Проблеми трибології*, 4, 54–57.
- Борисов Ю.С., Вігілянська Н.В., Демьянов и др. (2013) Исследование влияния режимов электродугового напильника на структуру и свойства псевдосплавных покрытий. *Автоматическая сварка*, 12, 11–17.
- Chen, Y., Liang, X., Wei, S. et al. (2009) Heat treatment induced intermetallic phase transition of arc-sprayed coating

- prepared by the wires combination of aluminum-cathode and steel-anode. *Applied Surface Science*, 255(19), 8299–8304. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2009.05.142>
15. Chmielewski, T., Siwek, P., Chmielewski, M. et al. (2018) Structure and Selected Properties of Arc Sprayed Coatings Containing In-Situ Fabricated Fe–Al Intermetallic Phases. *Metals*, 8(12), 1059. DOI: <https://doi.org/10.3390/met8121059>
  16. Борисова А.Л., Губенко Б.Г., Костин, В.А. и др. (1990) Особенности формирования и структура электрометаллизационных покрытий системы сталь–алюминий. *Автоматическая сварка*, 8, 41–44.
  17. Borisova, A.L., Mitz, I.V., Kleymann, A. (2000) Arc Sprayed Coatings of Ferroalloy-Base Flux-Cored Wires. Thermal Spray Surface Engineering Via Applied Research: *Proc. of the 1st International Thermal Spray Conference*, Montreal, Canada.
  18. Борисова А.Л., Клейман А.Ш. (1990) Влияние алюминия на структуру и физико-механические свойства покрытий из порошковых проволок с наполнителем из феррохрома. *Прочность деталей сельскохозяйственной техники. Сб. науч. тр.*, Кишинев, 27–33.
  19. Борисов Ю.С., Коржик В.Н., Козьяков И.А. (1995) Газопламенные покрытия системы Fe–B из порошковых проволок и гибких шнуров. *Автоматическая сварка*, 12, 12–25.
  20. Кулик А.Я., Борисов Ю.С. и др. (1985) *Газотермическое напыление композиционных порошков*. Ленинград, Машиностроение.
  21. Агеев В.А., Белашенко В.Е., Фельдман И.Э., Черноиванов А.В. (1989) Анализ методов управления параметрами напыляемых частиц при электродуговой металлизации. *Сварочное производство*, 12, 30–32.
  1. Deevi, S.C., Sikka, V.K. (1996) Nickel and iron aluminides: An overview on properties, processing, and applications. *Intermetallics*, 4(5), 357–375. DOI: [https://doi.org/10.1016/0966-9795\(95\)00056-9](https://doi.org/10.1016/0966-9795(95)00056-9)
  2. Stoloff, N. S. (1998). Iron aluminides: Present status and future prospects. *Mater. Sci. and Engin.: A*, 258(1-2), 1–14. DOI: [https://doi.org/10.1016/s0921-5093\(98\)00909-5](https://doi.org/10.1016/s0921-5093(98)00909-5)
  3. Yang, D.-M., Tian B.-H., Cao Y. (2011) Microstructures and properties of FeAl coatings prepared by LPPS, APS and HVOF. *Proc. of ITSC'2011*, 1229–1234.
  4. Xu, B., Zhu, Z., Ma, S. et al. (2004) Sliding wear behavior of Fe–Al and Fe–Al/WC coatings prepared by high velocity arc spraying. *Wear*, 257(11), 1089–1095. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.05.012>
  5. Guilemany, J. M., Cinca, N., Casas, L., Molins, E. (2009) Ordering and disordering processes in MA and MM intermetallic iron aluminide powders. *J. of Mater. Sci.*, 44(8), 2152–2161. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10853-009-3296-z>
  6. Borisov, Yu.S., Borisova, A.L., Vigilyanska, N.V. et al. (2020) Coatings based on Fe–Al intermetallics produced by the methods of plasma and supersonic plasma gas-air spraying. *The Paton Welding J.*, 7, 29–37. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.07.04>
  7. Guilemany, J.M., Cinca, N., Fernández, J., Sampath, S. (2008) Erosion, abrasive, and friction wear behavior of iron aluminide coatings sprayed by HVOF. *J. of Thermal Spray Technol.*, 17(5-6), 762–773. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11666-008-9252-7>
  8. Borisov, Yu.S., Borisova, A.L., Astakhov, E.A. et al. (2017) Detonation coatings of intermetallic powders of Fe–Al system produced using mechanical alloying. *The Paton Welding J.*, 4, 23–29.
  9. Prasad, Y.V.R.K., Sastry, D., Sundar, R., Deevi, Seetharama (2001) Optimization of hot workability and hot deformation mechanisms in FeAl and Fe<sub>3</sub>Al based alloys. In: *Proc. of the Int. Symposium on Structural Intermetallics*.
  10. Rajath Hegde, M.M., Surendranathan, A.O. (2009) Synthesis, characterization and annealing of mechanically alloyed nanostructured FeAl powder. *Frontiers of Materials Sci. in China*, 3(3), 310–318. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11706-009-0021-4>
  11. Borisov, Yu.S., Borisova, A.L., Burlachenko A.N. et al. (2017) Structure and properties of alloyed powders based on Fe<sub>3</sub>Al intermetallic for thermal spraying produced using mechanochemical synthesis method. *The Paton Welding J.*, 9, 33–39.
  12. Matvejshtin, E.N. (2009) Strength and tribotechnical properties of iron-aluminium and copper-aluminium metalized coatings. *Problemy Tribologii*, 4, 54–57 [in Russian].
  13. Borisov, Yu.S., Vigilyanskaya, N.V., Demyanov, I.A. (2013) Study of effect of electric arc spraying modes on structure and properties of pseudoalloy coatings. *The Paton Welding J.*, 12, 9–15.
  14. Chen, Y., Liang, X., Wei, S. et al. (2009) Heat treatment induced intermetallic phase transition of arc-sprayed coating prepared by the wires combination of aluminum-cathode and steel-anode. *Applied Surface Science*, 255(19), 8299–8304. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2009.05.142>
  15. Chmielewski, T., Siwek, P., Chmielewski, M. et al. (2018) Structure and selected properties of arc sprayed coatings containing in-situ fabricated Fe–Al intermetallic phases. *Metals*, 8(12), 1059. DOI: <https://doi.org/10.3390/met8121059>
  16. Borisova, A.L., Gubenko, B.G., Kostin, V.A. et al. (1990) Peculiarities of formation and structure of electrometallized coatings of steel-aluminium system. *Avtomatich. Svarka*, 8, 41–44 [in Russian].
  17. Borisova, A.L., Mitz, I.V., Kleymann, A. (2000) Arc sprayed coatings of ferroalloy-base flux-cored wires.: In: *Proc. of the 1st Int. Thermal Spray Conf. on Thermal Spray Surface Engineering Via Applied Research* (Montreal, Canada).
  18. Borisova, A.L., Mitz, I.V., Kleymann, A.Sh. (1990) Influence of aluminium on structure and physicomechanical properties of coatings from flux-cored wires with ferrochromium filler. In: *Strength of parts of agricultural technique. Transact., Kishinev*, 27–33 [in Russian].
  19. Borisov, Yu.S., Korzhik, V.N. Kozjakov, I.A. (1995) Flame coatings of Fe–B system from flux-cored wires and flexible cords. *Avtomatich. Svarka*, 12, 12–25 [in Russian].
  20. Kulik, A.Ya., Borisov, Yu.S. et al. (1985) *Thermal spraying of composite powders*. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
  21. Ageev, V.A., Belashchenko, V.E., Feldman, I.E., Chernoiivanov, A.V. (1989) Analysis of methods for control of parameters of sprayed particles in electric arc metallization. *Svarochn. Proizvodstvo*, 12, 30–32.

## References

### ELECTRIC ARC SPRAYING OF INTERMETALIC Fe–Al COATINGS USING DIFFERENT SOLID AND POWDER WIRES

Yu.S. Borisov, A.L. Borisova, N.V. Vihilianska, I.A. Demianov, O.M. Burlachenko

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)

The mechanism of formation and structure of coatings based on the system iron-aluminum, sprayed by electric arc method using wires of solid cross-section and flux-cored wire were investigated. The grain-size composition, structure and microhardness of particles (spraying products of electrode wires of iron and aluminum) captured from the spraying jet, as well as the structure, phase composition and microhardness of electric arc coatings of the system iron-aluminum were studied. It was found that during spraying of Fe + Al and Fe + AlMg wires, the interaction of particles in the jet does not occur and the products of spraying represent particles of iron and aluminum with the appropriate hardness. In this case, the formation of intermetallics in the coatings also does not occur and they have a heterogeneous structure consisting of the components based on iron and aluminum. It was found that intermetallic FeAl structure is formed only after heat treatment of sprayed coatings at 650 °C. During spraying of flux-cored wire PD(Fe–Al) in the process of melting the sheath and the filler, the interphase interaction occurs, which results in the formation of coatings with a microhardness of 2460 ± 290 MPa, the main phase of which is intermetallic Fe<sub>3</sub>Al. 21 Ref., 1 Tabl., 6 Fig.

**Keywords:** electric arc spraying, intermetallic, iron-aluminum, coating, solid cross-section wire, flux-cored wire, microstructure

Надійшла до редакції 09.02.2021

# ОСОБЛИВОСТІ АВАРІЙНОГО РУЙНУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ТРУБОПРОВОДУ

М.Д. Рабкіна, В.А. Костін, Т.Г. Соломійчук

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)

Аналіз виходу з ладу технологічного трубопроводу, що включає дослідження властивостей, хімічного складу і структури металу зварних з'єднань, а також осередку руйнування і характеру поширення тріщини, дозволив встановити найбільш ймовірні причини, що призвели до його передчасної відмови. Припущено, що такими причинами є дефект в поздовжньому зварному шві; залишкові напруження в трубі, що виникли в результаті місцевої термообробки монтажного кільцевого шва, а також ймовірні поздовжні напруження, що виникають внаслідок прогину трубопроводу між опорами; режим експлуатації, при якому температура в трубопроводі змінюється від атмосферної до 500 °С. Бібліогр. 9, табл. 4, рис. 7.

*Ключові слова:* технологічний трубопровід; поздовжні і кільцеві зварні з'єднання; дефекти в зварних з'єднаннях; несплавлення; структурна неоднорідність; розшарування; руйнування

Можливі відмови, зупинки та аварії, а також розміри і наслідки позаштатних ситуацій на газонафтопроводах як магістральних, так і внутрішньо заводських, в значній мірі залежать від якості і властивостей металу труб [1, 2]. При проведенні комплексного опресування технологічного трубопроводу (після експлуатації в цілому близько 2,5 років) технічним азотом під тиском  $P = 10^2$  МПа [3], відбулася його аварійна розгерметизація. Аналіз інформації дозволив припустити, що основними факторами, які могли призвести до руйнування трубопроводу, крім можливої невідповідності властивостей самого металу заявленим вимогам, ймовірні: термічна обробка монтажних кільцевих зварювальних з'єднань (високе відпускання – нагрівання до температури  $760 \pm 20$  °С при трьохгодинній витримці), що проводиться при зварюванні трубних блоків; температурний режим технологічної лінії, при якому температура труби в зоні руйнування періодично варіювалася від температури навколишнього середовища до 500 °С; наявність згинальних напружень в зоні опір.

Попередній візуальний аналіз характеру руйнування показав, що руйнування пройшло як по основному металу, так і по зоні термічного впливу, а також по кільцевому монтажному зварному шву (рис. 1). При цьому осередок руйнування не був встановленим. Труби на монтаж поставлялися у вигляді блоків з декількох обичайок після зва-

рювання на заводі-постачальнику. Потім ці блоки зварювались монтажними кільцевими швами.

Мета досліджень – встановлення відповідності параметрів вихідного матеріалу заявленим (стандартним) значенням, виявлення осередку руйнування, характеру поширення тріщини, а також з'ясування можливих причин розгерметизації технологічного трубопроводу.

**Методи досліджень.** Із темплетів, вирізаних з дефектної ділянки труби технологічного трубопроводу діаметром 1020 мм і товщиною стінки 10 мм були виготовлені зразки для досліджень.

Визначення хімічного складу металу фрагментів проводилось на рентген-флуоресцентному спектрометрі СЕР-01 «Elvax Light» і аналізаторі вуглецю ГОУ-1. Результати спектрального аналізу ділянок труби наведені в табл. 1, де указано вміст хімічного елементу у відібраній пробі.



Рис. 1. Фрагмент демонтованої труби з ділянкою руйнування і позначками для вирізки темплетів для досліджень і механічних випробувань

Таблиця 1. Хімічний склад металу сталі X12CrMo5, мас. %

Проба	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti
Зовнішня сторона	0,13	0,27	0,48	0,008	0,020	4,6	0,30	0,13	0,55	<0,01
Внутрішня сторона	0,13	0,27	0,48	0,008	0,022	4,6	0,30	0,13	0,56	<0,01
Дані сертифікату EU	0,117	0,27	0,46	0,001	0,008	4,76	0,27	0,20	0,59	0,0061N
15X5M ГОСТ 20072-74	0,15	<0,5	<0,5	<0,025	<0,03	4,5...6,0	<0,6	<0,2	0,45...0,60	<0,03

Рабкіна М.Д. – <https://orcid.org/0000-0003-3498-0716>, Костін В.А. – <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>,

Соломійчук Т.Г. – <https://orcid.org/0000-0002-3038-8291>

© М.Д. Рабкіна, В.А. Костін, Т.Г. Соломійчук, 2021



Для металографічних досліджень мікрошліфи були відполіровані за допомогою алмазних паст різної дисперсності. Виявлення мікроструктури здійснювалось хімічним травленням мікрошліфів в 4%-му розчині азотної кислоти. Аналіз типу мікроструктур, а також їхнє фотографування здійснювали на мікроскопі NEOPHOT-32 при різних збільшеннях із застосуванням цифрової фотокамери OLYMPUS.

**Отримані результати та їх обговорення.** Аналіз хімічного складу основного металу (табл. 1) показав, що метал труби відповідає сталі марки X12CrMo5, що відображає хімічний склад металу даної сталі виробництва різних зарубіжних фірм (Acroni, Böhler Welding group, Tien Tai Electrode Co Ltd і т. і). В цілому результати аналізів близькі між собою і відповідають вітчизняному аналогу середньохромової сталі 15X5M.

При цьому можна відзначити кілька занижений вміст хрому і міді, а також підвищений вміст вуглецю в металі в порівнянні з даними Сертифікату LAVIMONT BRNO. Наявність хрому в твердому розчині визначає формування фазових складових, а також впливає на підвищення міцностних властивостей, і, відповідно, на схильність металу до крихкого руйнування. Звертає на себе увагу значне перевищення сірки і фосфору, у порівнянні з даними Сертифікату. Крім того, за Стандартом EU вміст сірки не повинен бути вище 0,005 %. Також в сертифікаті не обумовлюється вміст титану, що прив'язаний до вмісту азоту, і який виявлено в представлених фрагментах.

Металографічний аналіз основного металу труби показав, що його структура складається з феритної матриці, легованої хромом і молібденом, та дисперсних карбідів. Як з боку зовнішньої, так і з боку внутрішньої поверхні труби спостерігаються сліди загальної корозії у вигляді іржавих островків. При інтенсивному травленні карбідна фаза стає більш помітною. Крім того, в середніх перетинах по товщині листа, особливо в поздовжньому напрямку, чітко проявляється структурна неоднорідність в металі у вигляді вузьких темних

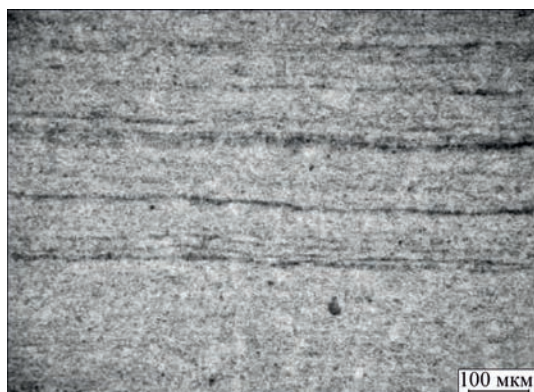


Рис. 2. Мікроструктура основного металу

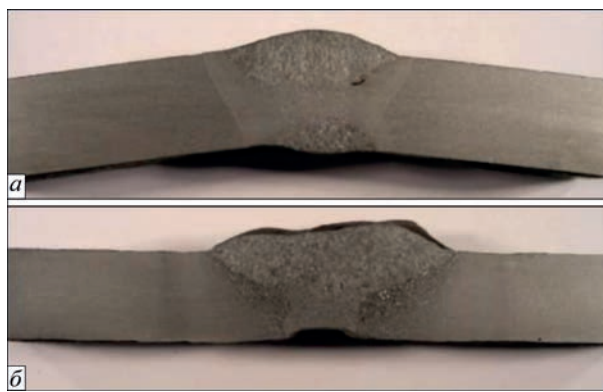


Рис. 3. Макроструктура зварних з'єднань: поздовжнього (а) та кільцевого (монтажного) (б)

і більш широких світлих смуг, що чергуються між собою, ймовірно пов'язаних з різним вмістом вуглецю (рис. 2).

Макроструктура зварних з'єднань представлена на рис. 3. Форма поздовжнього зварного шва має вигляд конусу – цілком ймовірно в процесі вальцювання труби з листа не здійснювалося попередньої подгибки кромки. З огляду на те, що поздовжні шви, що мають подібну форму, рознесені по кільцю при послідовному з'єднанні обичайок монтажним швом, через порушення спряженості зварювальних поверхонь виникають, як відомо, додаткові зварювальні напруження. Кільцеві монтажні шви (рис. 3, б) також мають певні дефекти. По-перше, висота валика посилення, яка не повинна перевищувати 2,5...4,0 мм, в ряді випадків перевищує ці значення як і в поздовжньому зварному з'єднанні. Крім того, має місце безліч непроварів і значна стяжка кореневого шару.

Слід зазначити, що при зіставленні поздовжніх зварних з'єднань, виконаних на заводі-виробнику і кільцевих зварних з'єднань, виконаних в монтажних умовах, спостерігається досить якісне виконання заводських з'єднань, в порівнянні з монтажними стиками. Проте, аналіз мікроструктури зварних з'єднань дозволив виявити зони несплавлення і в поздовжньому зварному шві. Так, на шліфі поперечного перерізу поздовжнього зварного з'єднання було виявлено дефект, який розташовується на кордоні заповнючого шару, і за формою, що повторює контур валика в зварювальній ванні (рис. 4). Площа дефекту (в площині, представлений на світлині) досягає величини 0,3×2 мм.

Незважаючи на те, що головні проблеми при зварюванні високоміцних сталей пов'язані з тим, що зварні з'єднання схильні до утворення холодних тріщин [4], даний дефект зварного з'єднання відноситься до категорії дефектів міжваликового несплавлення. У той же час у монтажному зварному з'єднанні, в збереженій після руйнування частині труби, подібні дефекти відсутні (рис. 3, б).

Мікроструктура кільцевого металу шва аналогічна мікроструктурі поздовжнього шва, й також

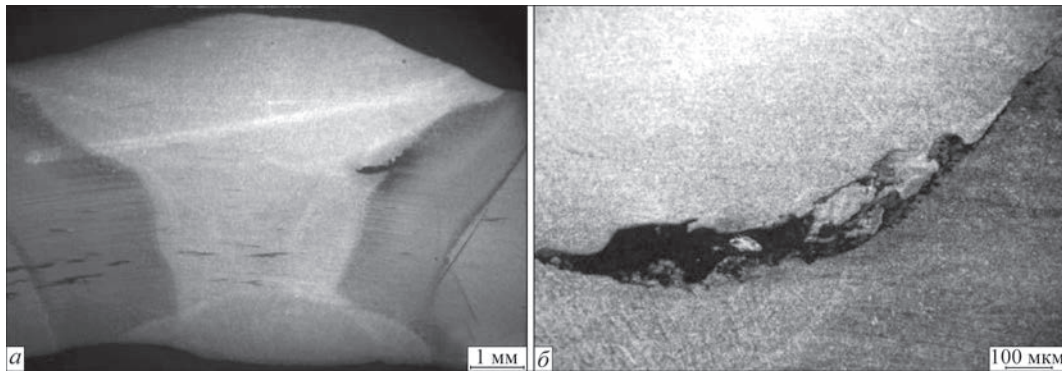


Рис. 4. Загальний вигляд поперечного перерізу поздовжнього зварного з'єднання (а) та міжваликове несплавлення (б)

складається з феритної матриці, легованої хромом і молібденом, і дрібнодисперсних карбідів.

Аналіз результатів механічних випробувань показав, що метал досліджуваних фрагментів труби має високі характеристики міцності при достатньому рівні пластичності (табл. 2). При цьому метал практично ізотропний в площині листа. Однак, як буде показано нижче, при випробуваннях зварних з'єднань на розтяг в шийці зразків виявлено розшарування (рис. 5), що, імовірно, обумовлено анізотропією в Z-напрямку [5–7].

Для оцінки опору зварних з'єднань статичним і динамічним навантаженням зразки вирізали як з поздовжніх, так і з кільцевих зварних з'єднань (табл. 3). Оскільки при випробуваннях на розтяг зварних з'єднань у всіх випадках руйнування проходить далеко від наплавленого металу шва, на ділянці переходу зони термічного впливу в основний метал, то механічні характеристики (табл. 3) швидше відображають властивості основного (табл. 2), а не наплавленого металу. При цьому межа плинності, тимчасовий опір і віднос-

не подовження в поздовжніх зварних з'єднаннях на 15...20 % вище, ніж в кільцевих.

Отримані результати показали, що на відміну від випробувань на розтяг (табл. 3), при випробуваннях на ударну в'язкість основного металу явище анізотропії виявляється також і в площині прокату (табл. 4). Це позначається, перш за все, на різних значеннях ударної в'язкості уздовж і поперек прокату при кімнатній температурі, а також – на розкиді значень, при різних температурах випробувань [7].

Аналіз впливу місця розташування надрізу на значення ударної в'язкості показав, що при температурі випробування 20 °С при розташуванні надрізу по центру шва значення ударної в'язкості поздовжнього шва в 5 разів перевищують аналогічні значення кільцевого шва, а при температурі випробування –10 °С більше ніж в 9 разів (табл. 4).

Необхідно відзначити неприпустимо низькі значення ударної в'язкості монтажного зварного шва, особливо при мінусовій температурі. Так, наприклад, згідно з [8] величина ударної в'язкості зварних з'єднань на зразках з гострим надрі-

Таблиця 2. Результати випробувань основного металу на розтяг

Орієнтація зразків	Межа плинності $\sigma_p$ , МПа	Тимчасовий опір $\sigma_b$ , МПа	Відносне подовження $\delta_s$ , %	Відносне звуження $\psi$ , %
Вздовж осі труби	516,8...518,6	677,1...678,8	24,1...24,7	77,5...77,9
В кільцевому напрямку	515,1...516,8	674,3...676,4	24,8...25,3	73,3...77,5

Таблиця 3. Результати випробувань зварних з'єднань на розтяг

Зварне з'єднання	Межа плинності $\sigma_p$ , МПа	Тимчасовий опір $\sigma_b$ , МПа	Відносне подовження $\delta_s$ , %	Відносне звуження $\psi$ , %
Кільцеве	451,5...485,5	590,4...629,6	18,9...19,7	72,0...75,1
Поздовжнє*	520,1...560,9	667,0...672,5	23,5...24,0	73,0...73,1

Примітка: \* – в місті розриву спостерігається розшарування.

Таблиця 4. Результати випробувань зразків Шарпі (КСУ) на ударний вигин

Номер п/п	Місце вирізки зразків	Місце нанесення надрізу	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	
			–10 °С	20 °С
1	Кільцевий зварний шов	Зона сплавлення	15,0...60,0	22,9...32,4
		Центр шва	8,3	25,9...29,4
2	Поздовжній зварний шов	Зона сплавлення	29,3...50,8	59,1...95,2
		Центр шва	36,0...78,6	157,6...157,7
3	ОМ в поздовжньому напрямку	-	34,2...54,5	139,5...149,1
4	ОМ в кільцевому напрямку	-	32,7...34,5	159,7...280,2

Примітка. Надріз по товщині стінки труби.



Рис. 5. Розшарування в зламі зразків при випробуванні поздовжніх зварних з'єднань на розтяг

зом ( $KCV$ ) по центру шва і лінії сплавляння при мінімальній температурі експлуатації повинна бути не менше  $29,4 \text{ Дж/см}^2$  для труб діаметром  $610 \dots 1020 \text{ мм}$  та  $39,2 \text{ Дж/см}^2$  для труб діаметром  $1067 \dots 1420 \text{ мм}$ .

Оскільки при нанесенні надрізу на зону сплавляння слід враховувати її криволінійну форму, то розкид результатів можна вважати закономірним. Однак і в даному випадку звертають на себе увагу більш високі і стабільні значення ударної в'язкості поздовжнього з'єднання, і нестабільні значення ударної в'язкості монтажного з'єднання, особливо при температурі випробування  $-10^\circ\text{C}$  (табл. 4).

Таким чином, виконані лабораторні дослідження, що включають визначення хімічного і структурного складу металу, дозволяють стверджувати, що метал труби відповідає середньохромовій сталі марки X12CrMo5. При цьому слід зауважити, що в результаті механічних випробувань виявлені деякі ознаки анізотропії прокату при переході до зони термічного впливу, які проявляються, перш за все, в типовому розшаруванні основного металу, що узгоджується з уявленнями, які наведено в роботі [5]. Що стосується металу шва, при випробуваннях на ударний вигин встановлені надзвичайно низькі і нестабільні значення ударної в'язкості монтажних зварних з'єднань, особливо при мінусовій температурі. У той же час, в поздовжньому зварному шві виявлено дефект у вигляді

міжваликового несплавляння. Як буде показано нижче, саме подібний дефект міг виявитися одним з тригерів, які призвели руйнування досліджуваного технологічного трубопроводу.

**Дослідження поверхні руйнування.** Візуально-оптичний аналіз фрагмента зруйнованої труби показав, що область максимального розкриття тріщини знаходиться на ділянці перетину поздовжнього шва із зоною термічного впливу кільцевого шва (рис. 6). При цьому виявлено, що характерні макроскопічні ознаки проходження тріщини – «шевронний візерунок», саме в цій ділянці змінює один напрямок на протилежний, що було класифіковано як місце початку руйнування труби.

Зіставлення макро- і мікроструктури поздовжнього зварного з'єднання (рис. 3, а; рис. 4) і морфології поверхні зламу (рис. 6, б) дозволило виділити три основні області в осередку руйнування: 1 – облицювальний шар з наповнюючими шарами; 2 – кореневий шар; 3 – навколошовна зона.

Для облицювального шару характерна дендритна структура в зламі (рис. 6, б), що сформувалася в процесі кристалізації рідкого металу при зварюванні. Поряд з руйнуванням по первинній дендритній структурі, в зламі спостерігаються також фасетки відколу і двійники, властиві вторинній структурі [9]. В обох випадках має місце утворення вторинних тріщин (рис. 7, а, в), які перетинають поверхню зламу. Слід також відзна-

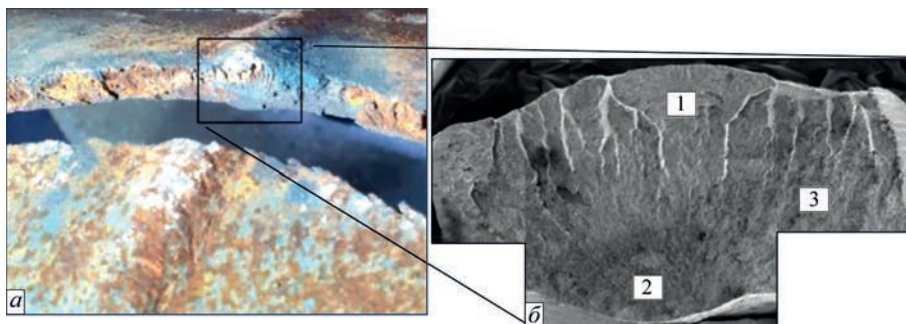


Рис. 6. Зовнішній вигляд зразка з ділянкою початку руйнування труби в поздовжньому зварному шві (а) та ділянки зародження тріщини (б); б –  $\times 10$



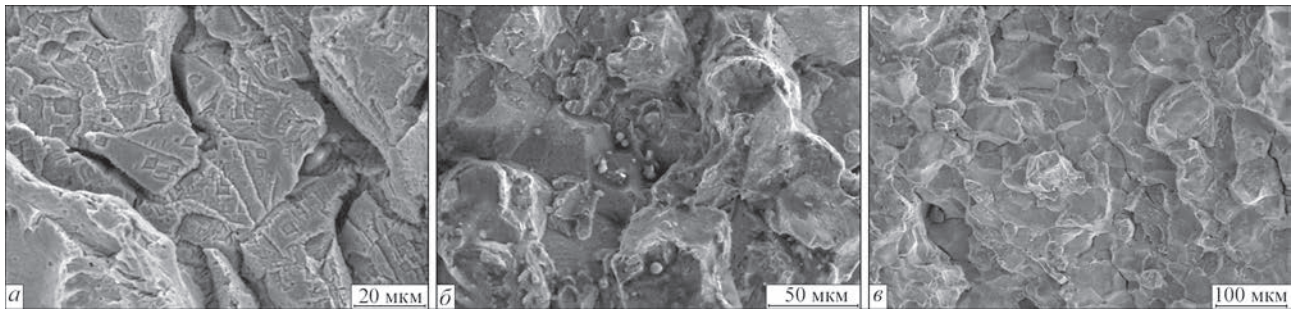


Рис. 7. Характер руйнування: а – облицовальний шов; б – кореневий шов; в – навколошовна зона

чити наявність в'язкої складової в зламі у вигляді струмкового візерунка. Наявність вторинних тріщин в поєднанні з в'язкими ділянками на тлі загальної крихкості свідчить про нестабільність поширення тріщини.

Аналіз зламу в кореновому шарі показав, що руйнування відбувалося по межах вторинних зерен і має «кам'яноподібний» характер (рис. 7, б). Дана ділянка виявилася сильно окисленою. Поява продуктів корозії очевидно пов'язана з результатом дифузійного проникнення активних елементів (кисню, водню, вуглецю) в кореневий шов з внутрішньої поверхні труби в процесі експлуатації.

Для поверхні зламу в навколошовній зоні (рис. 7, в) також характерний «кам'яноподібний» характер руйнування із збагаченням меж зерен сіркою і фосфором.

Таким чином, з огляду на можливість появи підваликових дефектів у поздовжньому зварному з'єднанні (рис. 3, а; рис. 4), не виключено, що подібні несплавлення або кристалізаційні мікротріщини могли спровокувати зародження крихких тріщин на початковій стадії руйнування. Їхньому подальшому поширенню, ймовірно, сприяла низка інших причин: наприклад, наявність залишкових зварювальних напружень внаслідок порушення термічної обробки після зварювання; недотримання режиму опресування; невдала конструкція обв'язки трубопроводу та ін. При цьому макротріщина з осередку руйнування поширювалася в обидві сторони по кільцю труби, що свідчить про те, що осьові напруження в трубі при дії внутрішнього тиску значно більше за кільцеві. Це припущення потребує подальших досліджень.

## Висновки

1. Визначено, що основний метал зруйнованого трубного фрагмента за хімічним складом відноситься до середньохромової сталі, що відповідає вітчизняному аналогу 15Х5М, з типовою мікроструктурою, яка складається з рівноосної, легованої хромом і молібденом феритної основи і дисперсних карбідів.

2. Показано, що поширення тріщини від початку її зародження в обидві сторони по кільцю проходить по крихкому механізмі, про що свідчить

типовий шевронний рельєф поверхні руйнування, який може бути пов'язаний з наявністю високих залишкових напружень, обумовлених скоріш за все порушенням технології їх зняття.

3. Встановлено, що початок руйнування знаходиться в місці перетину поздовжнього шва з зоною термічного впливу кільцевого (монтажного) шва, поштовхом до якого послужили дефекти в зварних швах, зокрема, міжваликові несплавлення. При цьому виявлено перевищення нормативних значень висоти валиків посилення, властиве обом видам з'єднань. Крім того, має місце безліч несправів що, в більшій мірі, характерно для монтажного кільцевого шва.

## Список літератури

1. Girgin Serkan, K. (2015) *Elisabeth Lessons Learned from Oil Pipeline Natech Accidents and Recommendations for Natech Scenario Development – Final Report*. ©EU. Abstract, Published.
2. Кушнарева О.В., Голубаев Д.В. (2018) Анализ причин аварий на объектах магистрального транспорта нефти и газа: проблемы и решения. *Master's journal*, 1, 37–43.
3. Кузнецова Т.В., Краснокутский А.Н. (2012) Опыт расчета и проектирования трансферных трубопроводов. *Технологии нефти и газа*, 3, 54–59.
4. Лобанов Л.М., Позняков В.Д., Махненко О.В. (2013) Образование холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей с пределом текучести 350...850 МПа. *Автоматическая сварка*, 7, 8–13.
5. Лобанов Л.М., Гиренко В.С., Рабкина М.Д. (2001) Анизотропия характеристик трещиностойкости как одна из причин возникновения трещин в пролетных строениях сварных мостов. *Діагностика, довговічність та реконструкція мостів і будівельних конструкцій*: Зб. наук. пр. Львів, Каменярь, Вип. 3, сс. 138–147.
6. Farber, V.M., Khotinov, V.A., Belikov, S.V. et al. (2016) Separations in steels subjected to controlled rolling, followed by accelerated cooling. *Physics of Metals and Metallography*, 117, 407–421.
7. Усов В.В., Гиренко В.С., Рабкина М.Д. и др. (1993) Влияние кристаллографической текстуры на анизотропию характеристик разрушения низколегированной стали контролируемой прокатки. *Физико-химическая механика материалов*, 2, 47–52.
8. ТУ 1381-003-47966425–2006 Трубы стальные электросварные прямошовные наружным диаметром 610...1420 мм.
9. Феллоуз Дж. (1982) *Фрактография и атлас фрактограмм*. Москва, Металлургия.

## References

1. Girgin Serkan, K. (2015) *Elisabeth Lessons Learned from Oil Pipeline Natech Accidents and Recommendations for Natech Scenario Development – Final Report*. ©EU. Abstract, Published.

2. Kushnareva, O.V., Golubaev, D.V. (2018) Analysis of accident causes on objects of main gas-and-oil pipelines: Problems and solutions. *Master's J.*, **1**, 37–43.
3. Kuznetsova, N.V., Krasnokutsky, A.N. (2012) Experience of calculation and design of transfer pipelines. *Tekhnologii Nefti i Gaza*, **3**, 54–59 [in Russian].
4. Lobanov, L.M., Poznyakov, V.D., Makhnenko, O.V. (2013) Formation of cold cracks in welded joints from high-strength steels with 350-850 MPa yield strength. *The Paton Welding J.*, **7**, 8–13.
5. Lobanov, L.M., Girenko, V.S., Rabkina, M.D. (2001) Anisotropy of crack resistance characteristics as one of the causes of crack initiation in welded bridge spans. In: *Diagnostics, life and reconstruction of bridges and building structures*, Transact., Lviv, Kamenyar, Issue 3, 138-147 [in Russian].
6. Farber, V.M., Khotinov, V.A., Belikov, S.V. et al. (2016) Separations in steels subjected to controlled rolling, followed by accelerated cooling. *Physics of Metals and Metallography*, **117**, 407–421.
7. Usov, V.V., Girenko, V.S., Rabkina, M.D. et al. (1993) Influence of crystallographic texture on anisotropy of fracture characteristics of low-alloyed steel of controlled rolling. In: *Fizikokhimicheskaya Mekhanika Materialov*, **2**, 47–52 [in Russian].
8. TU 1381-003-47966425–2006: *Steel longitudinal welded pipes with an outer diameter of 610...1420 mm* [in Russian].
9. Fellous, J. (1982) *Fractography and atlas of fractograms*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

## PECULIARITIES OF EMERGENCY DESTRUCTION OF THE TECHNOLOGICAL PIPELINE

M.D. Rabkina, V.A. Kostin, T.G. Solomiychuk

E.O.Paton Electric Welding Institute of NASU, 11 Kazymyr Malevych str., 03150, Kyiv. E-mail: office@paton.kiev.ua

Analysis of failure of process pipeline, including a study of the properties, chemical composition and structure of the metal of welded joints, as well as the site of fracture and nature of crack propagation, made it possible to establish the most probable causes that led to its premature failure. It is assumed that such reasons are: a defect in a longitudinal weld; residual stresses in the pipe resulting from local heat treatment of the assembly circular weld; as well as longitudinal stresses arising from deflection of the pipeline between the supports. Ref. 9, Tabl. 4, Fig. 7.

*Key words: technological pipeline; longitudinal and circular welded joints; defects in welded joints; lacks-of-fusion; structural heterogeneity; lamellar tearing; destruction*

Надійшла до редакції  
01.02.2021



Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України

Національний технічний університет України  
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

Міжнародна Асоціація «Зварювання»

Десята міжнародна конференція

## ПРОМЕНЕВІ ТЕХНОЛОГІЇ в ЗВАРЮВАННІ та ОБРОБЦІ МАТЕРІАЛІВ

6 – 11 вересня 2021 р.  
Україна, Одеса

Голова програмного комітету  
академік І.В. Кривцун

### Тематика конференції

- Лазерне та електронно-променеве зварювання, різання, наплавлення, термообробка, нанесення покриттів
- 3D технології
- Електронно-променева плавка та рафінування
- Моделювання променевих технологій
- Гібридні процеси
- Неруйнівний контроль
- Матеріалознавчі проблеми лазерних та електронно-променевих технологій

## ОБЛАДНАННЯ ♦ ТЕХНОЛОГІЇ ♦ МОДЕЛЮВАННЯ



АДРЕСА ОРГКОМІТЕТУ  
Україна, 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11  
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України  
Тел./факс: (38044) 200-82-77  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
<http://pwi-scientists.com/rus/ltwmp2021>



# ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕМПЕРАТУРНОГО СТАНУ МІДНИХ ПЛАСТИН У ЗОНІ ШВІВ ПРИ ЗВАРЮВАННІ ТЕРТЯМ З ПЕРЕМІШУВАННЯМ

М.А. Полещук, А.В. Шевцов, І.В. Доценко, В.М. Теплюк, О.В. Колісніченко, Л.М. Малахова

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)

За допомогою хромель-алюмелевих термопар досліджено температурний стан мідних пластин товщиною 10 мм при імітації процесу зварювання тертям з перемішуванням. Термопари приварювались в глухих отворах, розташованих уздовж лінії переміщення зварювального інструмента, що дозволило фіксувати температуру міді в момент формування зварних швів при різних режимах зварювання. У дослідженому діапазоні зміни технологічних параметрів на температуру металу в основному впливає площа взаємодії робочої поверхні зварювального інструмента з пластиною, а частота обертання інструмента впливає несуттєво. В момент утворення зварювальних швів температура металу при різних режимах змінювалась від 528 до 980 °С. Бібліогр. 13, табл. 3, рис. 3.

*Ключові слова:* зварювання тертям з перемішуванням, мідні пластини, термопари, зварювальні шви, температура формування

**Актуальність і мета роботи.** Останнім часом набула розвитку нова технологія з'єднання металевих матеріалів – зварювання тертям з перемішуванням (ЗТП), запатентована Інститутом зварювання Великобританії в 1991 р. [1]. Для реалізації цієї технології використовується спеціальний обертовий інструмент (рис. 1), який занурюється в стик деталей, що зварюються, і переміщується вздовж нього. Робоча частина (1) цього інструмента має центральний стрижень – пін (2), призначений для нагріву тертям зварювальних кромок. Над піном розташований запліччик (3), який формує зварювальний шов. Робоча частина інструмента закріплюється в оправці (4), що вставляється в шпіндель зварювальної машини.

Нагрівання зварювальних кромок здійснюється за рахунок тертя інструмента до їх поверхонь. Теплота, що викликається тертям і деформацією, нагріває з'єднувані метали до пластичного стану, а лінійне переміщення інструмента, який обертається, призводить до перемішування об'ємів пластифікованого металу і в результаті – до з'єднання. Форма, розміри і твердість матеріалу робочої частини інструмента визначаються маркою зварюваного матеріалу і його товщиною.

Технологія ЗТП відрізняється від усіх видів зварювання плавленням відсутністю в зоні формування зварювального шва рідкометалевої фази, при кристалізації якої можуть з'явитися дефекти у вигляді усадкових і ліквацийних тріщин та пористості. Таким чином, ця технологія дозволяє отримувати більш якісний зварювальний шов, а також з'єднувати між собою різні метали і

сплави, котрі не зварюються іншими способами зварювання. Технологія ЗТП спочатку створювалася для зварювання відносно легкоплавких матеріалів, в основному сплавів алюмінію [2]. Дещо пізніше розпочалися роботи по використанню ЗТП для міді [3] і сталей [4, 5].

При розробці технології ЗТП важливо знати рівень температури в зоні формування зварювального шва. Ці відомості дозволяють визначити оптимальні технологічні параметри зварювання – частоту обертання і швидкість лінійного переміщення інструмента, а також оцінити стійкість матеріалу його робочої частини. На жаль, основна маса відомостей про температуру металу в зоні формування зварювального шва оцінюється за результатами вимірювань температури металу в

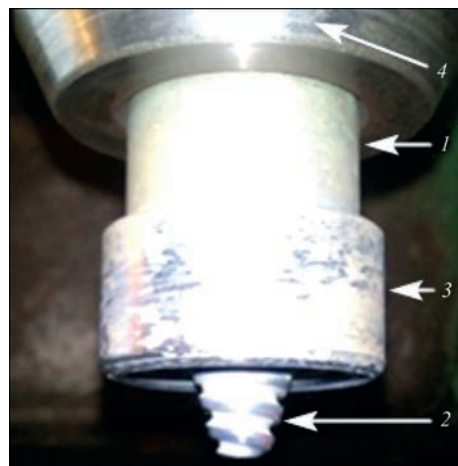


Рис. 1. Зварювальний інструмент для ЗТП (позначення див. у тексті)

Полещук М.А. – <https://orcid.org/0000-0002-5992-4641>, Шевцов О.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9599-4842>, Доценко І.В. – <https://orcid.org/0000-0002-1040-0409>, Теплюк В.М. – <https://orcid.org/0000-0002-0463-0689>, Колісніченко О.В. – <https://orcid.org/0000-0003-4507-9050>, Малахова Л.М. – <https://orcid.org/0000-0003-1388-6536>  
© М.А. Полещук, А.В. Шевцов, І.В. Доценко, В.М. Теплюк, О.В. Колісніченко, Л.М. Малахова, 2021



Таблиця 1. Температура металів в районі зварних швів при ЗТП

Номер п/п	Сплав	Область вимірювання	Температура, °С	Посилання
1	AA6061-T6	На поверхні і центрі шва	425	[6]
2	AA7075-T651	~0,6 мм (0,02 дюйма) нижче вершини, що прилягає до зони перемішування	475	[6]
3	AA6061-T6	–	310	[6]
4	AA1050	Близько до нижньої межі зони перемішування	310	[6]
5	AISI-1018	Межа розділу між заплічиком і оброблюваним виробом	990	[6]
6	AA2195-T8	Область, суміжна з краєм піну	450	[6]
7	AZ-31	В зоні термічного впливу (ЗТВ)	360	[6]
8	Pure copper C1 1000	—>—	530	[7]
9	Pure copper Cu-OF	Область, суміжна з краєм піну	850	[3]
10	Al сплав 1561	На межі метала шва з основним металом	475	[8]

зоні, розташованій у безпосередній близькості до шва.

У табл. 1 узагальнені максимальні значення температури при ЗТП деяких металів, опубліковані різними авторами. З таблиці видно, що всі наведені в ній значення температури нижче температури солідусу відповідних сплавів.

В ІЕЗ ім. Є.О. Патона проводяться роботи по створенню технології ЗТП різних металів [9, 10]. Особлива увага приділена проблемам зварювання міді і її сплавів методом ЗТП, тому що ці матеріали широко використовуються в металургійному машинобудуванні для виробництва різного типу водоохолоджуючих кристалізаторів [11]. Крім того, були вивчені структури швів з різнорідних металів із різною розчинністю елементів у твердій фазі стосовно нанесення захисних шарів на мідні основи [12].

**Матеріали і методика досліджень.** При розробці оптимальних технологічних параметрів зварювання міді методом ЗТП проведені дослідження температурного стану мідних пластин у зоні утворення зварювальних швів. Вимірювання та реєстрація температури проводились при імітації процесу ЗТП на прямокутних пластинах з міді М1 товщиною 10 мм із застосуванням хромель-алюмелевих термопар, встановлених у глухих отворах, виконаних в тілі пластин. Отвори виконувалися такої глибини, щоб відстань від спая (з'юту) термопар до торця піна, що проходить над нею, не перевищувала 1 мм. Спаї (з'юти) термопар прикріплювалися до дна отворів конденсаторним зварюванням, а їх холодні кінці підводилися до підсилювача сигналу. Після посилення термо-ЕРС сигнал через аналого-цифровий перетворювач NI USB-6009 National Instrument записувався на комп'ютері. Частота дискретизації становила  $2\text{с}^{-1}$ . Для організації запису і візуалізації зміни температури в ході всього технологічного процесу використовувалося середовище розробки Labview. Ця схема вимірювань дозволяла одночасно записувати показання чотирьох термопар із

розрахунковою похибкою 10 %. Для фіксації температури дві термопарі розташовувалися вздовж лінії переміщення зварювального інструмента, причому термопара № 1 розміщувалася в місці занурення піна в тіло пластини, а термопара № 2 знаходилася на відстані 40 мм від неї. Перед проведенням дослідів проводилося тарування термопар, закріплених в тілі пластини при 0 та 100 °С. Температура, зафіксована термопарами, порівнювалася з показаннями контрольного термометра марки ТР-101 з ціною поділки 0,1 °С. Похибка вимірювання температури металу не перевищувала 4 %.

В ході досліджень використовувалися два зварювальних інструмента з однаковими заплічками діаметром 34 мм і пінами різних розмірів. Один інструмент мав більший пін з діаметром основи 16 мм, діаметром при вершині 5,5 мм і висотою 8,5 мм. Інший мав менший пін з розмірами 10, 3,5 та 6,5 мм, відповідно. Вісь обертання зварювального інструмента була відхилена від вертикалі на  $1,5^\circ$  в сторону, протилежну напрямку горизонтального переміщення.

Було проведено дві групи експериментів. У першій – в тіло пластини занурювався тільки пін, а заплічник знаходився на відстані 0,1 мм від її поверхні. У другій групі експериментів імітувався стандартний процес ЗТП.

**Результати досліджень і обговорення.** У першій групі процес починався зануренням піна в поверхню пластини над місцем розташування термопар № 1. Попередньо на поверхню пластини в цьому місці наклеювалася фольга товщиною 0,1 мм. У момент торкання фольги нижнім краєм заплічника занурення інструмента припиняли і розпочинали його горизонтальне переміщення в напрямку термопар № 2. В ході дослідів на графіках показників термопар виконувалися тимчасові відсікання: перше – в момент торкання торцем піна поверхні пластини, друге – в момент початку горизонтального руху інструмента і третє – в момент проходження піна над другою термопарою. У табл. 2 наведені значення параметрів тех-

Таблиця 2. Параметри режимів ЗТП в першій групі експериментів

Номер режиму	Вид піна	ЧО, об/хв	ШП, мм/хв	$t_1$ , °C	$t_2$ , °C
1	МП	800	40	216	312
2	ВП	800	40	438	557
3	ВП	800	50	441	559
4	ВП	1000	40	456	571

нологічних режимів ЗТП: частота обертання зварювального інструмента (ЧО), швидкість його горизонтального переміщення (ШП), а також зазначений вид робочих частин зварювальних інструментів з великим (ВП) і малим (МП) пінами. Крім того, в таблиці надані значення максимальної температури, зафіксовані при цих режимах першою термопарою ( $t_1$ ) та другою термопарою ( $t_2$ ).

При кожному режимі ЗТП отримані дві криві зміни температури в досліджуваних точках мідних пластин. На рис. 2 наведені приклади температурних кривих, отриманих при першому (а) і другому (б) технологічних режимах ЗТП (див. табл. 2). При інших режимах отримані графіки аналогічного виду, що відрізняються значеннями максимальної температури, зафіксованими термопарами.

У місці занурення зварювального інструмента в тіло пластин температура міді починає підвищуватися відразу після торкання її поверхні торцем піна (відсічення 1). По мірі занурення піна температура зростає і досягає свого максимуму в момент закінчення процесу впровадження. Після початку горизонтального руху робочого інструмента (відсічення 2) температура в цьому місці знижується через вилучення джерела тепловиділення від місця вимірювання. Температурні криві, зафіксовані першими термопарами, свідчать, що в момент занурення зварювального інструмента тепло виділяється переважно за рахунок тертя. Це підтверджується аналізом максимальних значень температури в цих місцях при ЗТП на різних режимах (див. табл. 2). Дійсно, величина максимальної температури в основному залежить від площі поверхні тертя, а частота обертання зварювального інструмента впливає несуттєво.

Графіки зміни температури міді, зафіксованої термопарами № 2, показують, що початок підвищення температури в цих точках відстає від показань першої термопари, тому що тепло до них передається за рахунок теплопровідності. Час відставання зумовлений швидкістю поширення температури в міді. Після початку горизонтального переміщення зварювального інструмента потужність джерела тепловиділення зростає завдяки додатковій теплоті від пластичної деформації металу поблизу піна. На графіках ці зміни температури відображаються у вигляді збільшення кута нахилу до горизонтальної осі температурних кривих на термопарах № 2. По мірі наближення зварювального інструмента до місць розташування других термопар відбувається подальше підвищення темпу зростання температури. Величина температури металу досягає максимальних значень в момент проходження піна над термопарою № 2 (відсічення 3).

Аналіз значень температури, наведених у табл. 2, показує, що температура пластин в місцях розташування термопар № 2 приблизно на 100 °C вища, ніж в місцях впровадження піна. Очевидно, що збільшення температури в місці розташування термопари № 2 є результатом додаткового виділення тепла, пов'язаного з пластичною деформацією матеріалу пластини. Ця температура істотно залежить від розмірів піна, тобто від площі взаємодії робочої частини зварювального інструмента з матеріалом пластини. Максимальна температура зафіксована нами при імітації ЗТП з частотою обертання інструмента 1000 об/хв. Вплив швидкості горизонтального переміщення робочої частини зварювального інструмента в досліджуваному діапазоні не виявлено.

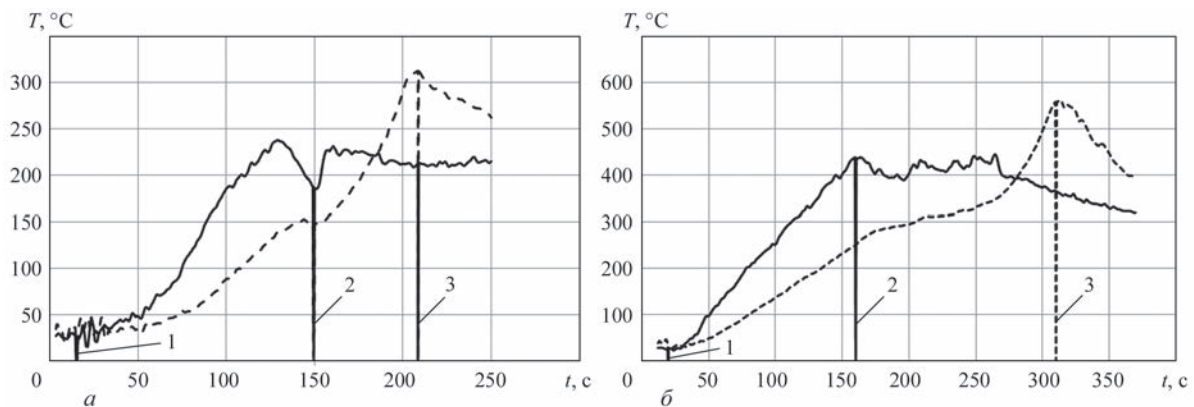


Рис. 2. Графіки зміни температури мідних пластин в процесі ЗТП: а – 800/40 МП; б – 800/40 ВП (суцільна лінія – зміни температури в місці впровадження піна; переривчаста – в місці розташування другої термопари); 1, 2, 3 – тимчасові відсічення (опис в тексті)

Аналіз температурних кривих, наведених на рис. 2, дозволяє зробити припущення, що при ЗТП металевих матеріалів з високою теплопровідністю можливі два варіанти нагріву крайок зварювальних виробів. При швидкостях лінійного переміщення інструмента менших, ніж лінійна швидкість поширення температури в матеріалі зварюваних виробів, перед фронтом інструмента відбувається попередній підігрів металу, тому додаткове тепловиділення від роботи інструмента відбувається на більш нагрітих ділянках. Температура металу в момент утворення зварювальних швів буде зростати по мірі збільшення їх довжини. Якщо швидкість зварювального інструмента вище швидкості поширення температури, то попередній підігрів металу перед фронтом, що обертається, відсутній і вздовж лінії розділу не буде відбуватися підвищення температури, при якій утворюється зварювальний шов.

Швидкість поширення температури в металах визначається коефіцієнтом температуропровідності, який чисельно дорівнює відношенню коефіцієнта теплопровідності до питомої теплоємності, і має розмірність  $\text{м}^2/\text{с}$ . Цей коефіцієнт слід розглядати як площу поверхні, перед фронтом якої за одиницю часу з початку нагрівання відбувається збільшення початкової температури металу. Теоретично, для напівзамкненого тіла такою поверхнею буде півсфера, котра розширюється, в центрі якої діє точкове джерело теплоти. Для пластин такою поверхнею слугуватиме верхній кульовий пояс напівсфери, висота якого дорівнює товщині пластини. Радіус напівсфери, що розширилася за одиницю часу, можна розглядати як лінійну швидкість поширення температури по поверхні тіла або пластини.

Для різних марок міді коефіцієнт температуропровідності знаходиться в межах  $111,0 \dots 115,0 \text{ мм}^2/\text{с}$  [13]. При цьому теоретична лінійна швидкість поширення температури для мідних пластин товщиною 10 мм в середньому дорівнює 108 мм/хв. Однак реальна лінійна швидкість поширення температури в мідних пластинах при ЗТП може бути менше теоретичної, тому що робоча поверхня зварювального інструмента не створює точкового джерела теплоти, а сама пластина знаходиться на металевій підкладці з іншим коефіцієнтом температуропровідності, що вносить корективи в загальну площу поверхні кульового поясу напівсфери.

Реальна швидкість поширення температури в мідних пластинах товщиною 10 мм при різних режимах ЗТП оцінена нами експериментально. Для цього на температурних кривих (рис. 2) визначали проміжок часу між моментами початку зростання температури металу в точках розташування термопар № 1 та № 2. На підставі цих даних була визначена середня швидкість поширення температури для всіх режимів ЗТП. Ця швидкість становила близько 100 мм/хв. Тобто швидкість горизонтального переміщення зварювального інструмента в 100 мм/хв. може бути оптимальною для забезпечення постійної температури в зоні з'єднання по всій довжині зварювального шва для мідних пластин товщиною 8...12 мм (хоча це припущення вимагає додаткової експериментальної перевірки). У другій групі експериментів проводилась імітація стандартного процесу ЗТП з різною частотою обертання і швидкістю переміщення зварювального інструмента та різною площею взаємодії його робочої частини з пластиною. Ця площа визначалась за глибиною сліду, що залишається заплічком на поверхні пластини після зварювання, з використанням креслення інструмента в конструкторській програмі SOLIDWORK.

Таким чином, з урахуванням похибок, що виникають при вимірі всіх параметрів, які визначають режими ЗТП (частоти обертання, швидкості переміщення, глибини сліду, точності розміщення термопар в тілі пластин) загальна розрахункова похибка вимірювань температури при проведенні другої групи експериментів склала 20 %. Конкретні параметри досліджених режимів ЗТП наведені в табл. 3, в якій додатково показані глибина сліду заплічка (ГС) і площа взаємодії інструмента з пластиною (ПВ).

Вид температурних кривих, отриманих при всіх режимах ЗТП в другій серії експериментів, аналогічний кривим, наведеним на рис. 2. Істотною відмінністю є величина температури металу. Ця температура нижча за температуру плавлення міді при всіх режимах ЗТП, зазначених у таблиці. При металографічних дослідженнях в поперечних перерізах зварювальних швів не виявлені литі структури навіть при режимах ЗТП, при яких температура металу досягала 900 та 980 °С. Таким чином, результати експериментальних досліджень переконливо підтверджують, що при ЗТП міді в

Таблиця 3. Параметри режимів ЗТП у другій серії експериментів

Параметри режиму	Номер режиму									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
ЧО, об/хв	800	800	800	1000	1000	1000	800	800	1000	1000
СП, мм/хв	40	40	40	50	50	50	40	40	40	50
ГС, мм	0,36	0,4	0,6	0,2	0,4	0,6	0,3	0,5	0,2	0,35
ПВ, мм <sup>2</sup>	180,88	194,96	280,77	130,88	194,96	280,77	160,13	235,11	130,88	177,55
$t_1$ , °С	-	-	-	-	-	-	644	588	428	660
$t_2$ , °С	700	710	900	530	780	980	670	695	528	715



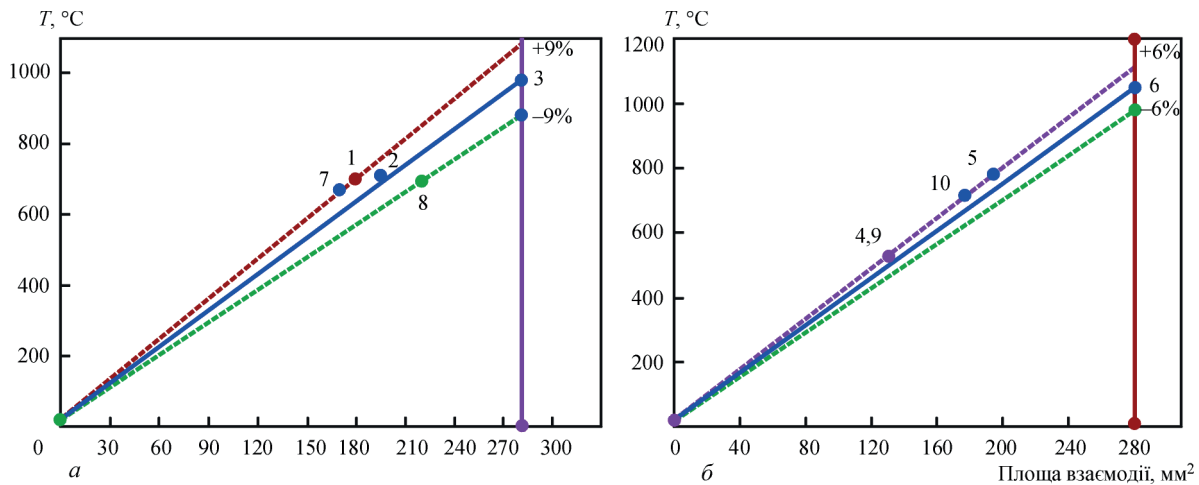


Рис. 3. Залежність температури міді від площі взаємодії: а – ЧО 800 об/хв; б – 1000 (нумерація точок відповідає режимам ЗТП табл. 3)

момент утворення зварювальних швів відсутня рідкометалева фаза.

У дослідженому діапазоні зміни технологічних параметрів ЗТП температура металу в момент утворення зварювальних швів в основному залежить від площі взаємодії зварювального інструмента з тілом пластини.

На рис. 3 показані графіки цих залежностей при частотах обертання зварювального інструмента 1000 (а) та 800 об/хв (б). Ці графіки побудовані шляхом узагальнення максимальних значень температури металу при відповідній частоті обертання (табл. 3). Похибка побудови графіків була меншою розрахункової похибки вимірювання температури в проведених експериментах. З графіків видно, що при мінімальній зміні глибини занурення зварювального інструмента в тіло пластини температура металу істотно змінюється. Цей факт пояснює великий діапазон експериментальних значень температури металу в момент формування зварювальних швів при ЗТП конкретних металевих матеріалів, наведених в літературі. В дослідженому діапазоні частота обертання зварювальних інструментів мало впливає на температуру металу при формуванні зварювальних швів. Впливу зміни швидкості переміщення зварювального інструмента від 40 до 50 мм/хв виявлено не було.

В наступній статті будуть приведені результати дослідження температури металу в момент утворення зварювальних швів в широкому діапазоні зміни частоти обертання і швидкості горизонтального переміщення зварювального інструмента, а також розподіл значень температури в поперечному перерізі зварювальних швів.

## Висновки

1. При ЗТП міді температура, при якій формується зварювальний шов, в основному визначається площею взаємодії робочої частини зварювального інструмента з тілом пластини. У

дослідженому діапазоні при мінімальній площі взаємодії температура міді в місці утворення зварювального шва становить 528 °С, а при максимальній досягає 980 °С.

2. У дослідженому діапазоні частота обертання зварювального інструмента мало впливає на температуру міді в місцях утворення зварювального шва.

3. Аналіз термічних циклів при ЗТП пластин з матеріалів із високою теплопровідністю при різних технологічних параметрах зварювання дозволяє припустити два варіанти утворення зварювальних швів. Вони відрізняються характером зміни температури металу по довжині зварювальних швів у момент їх формування в залежності від швидкостей горизонтального переміщення зварювального інструмента. При швидкостях інструмента, котрі перевищують лінійну швидкість поширення температури в матеріалі зварюваного виробу, температура металу при формуванні зварювальних швів буде лишатись постійною по всій їх довжині. Такий варіант утворення зварювальних швів при ЗТП мідних пластин товщиною 8...12 мм, за попередніми оцінками, можливий при швидкостях горизонтального переміщення інструмента, які перевищують 100 мм/хв. При швидкостях переміщення інструмента менших, ніж лінійна швидкість поширення температури в матеріалі зварюваного виробу, температура металу в момент утворення зварювальних швів буде зростати по мірі збільшення їх довжини. У цьому випадку для отримання якісних зварювальних швів слід застосовувати примусове охолодження зварюваного виробу.

## Список літератури

1. Thomas W.M. (1991) *Friction stir butt welding. Pat. 9125978.8 GB*, Publ. 01.12.91.
2. Dawes C., Thomas W. (1995) *TWI Bull.*, 6, Nov/Dec.
3. Savolainen K. (2012) *Doctoral Dissertation «Friction stir welding of copper and microstructure and properties of the weld»*. Aalto University publication series 13/2012.
4. Manish P. Meshram, Basanth Kumar Kodli, Suhash R. (2014) Dey «Friction stir welding of austenitic stainless steel by pcbn

- tool and its joint analyses». 3<sup>rd</sup> International Conference on Materials Processing and Characterization (ICMPC 2014).
5. Brian T. Thompson. (2010) *THESIS «Tool Degradation Characterization in the Friction Stir Welding of Hard Metals»*. The Ohio State University.
  6. De P.S., Kumar N., Mishra R.S. ? *Fundamentals of Friction Stir Welding. ASM Handbook*. 6A, 186–199.
  7. Hwang Y.M., Fan P.L., Lin C.H. (2010) Experimental study on Friction Stir Welding of copper metal». *J. of Materials Processing Technology*, 210, 1667–1672.
  8. Павлова В.И., Алифиренко Е.А., Осокин Е.П. (2009) Исследование температурно-временных условий сварочного нагрева, структуры и свойств металла стыковых соединений из алюминий-магниевого сплава, выполненных сваркой трением с перемешиванием». ISSN 1994-6716. *Вопросы материаловедения*, 4, 60. ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург.
  9. Григоренко Г.М., Полещук М.А., Адеева Л.И. и др. (2016) Особенности структуры соединений материалов Cu–Cu, Ni–Cu, сталь–Cu, полученных внахлест способом сварки трением с перемешиванием. *Автоматическая сварка*, 5-6, 82–87.
  10. Красновский К., Хохлова Ю.А., Хохлов М.А. (2019) Влияние формы инструмента для сварки трением с перемешиванием на физико-механические свойства сварных соединений алюминий-магниевого сплава EN AW 6082-T6. *Там же*, 7, 9–15.
  11. Григоренко Г.М., Адеева Л.И., Туник А.Ю. и др. (2015) Восстановительный ремонт слабых медных кристаллизаторов МНЛЗ. Структура и свойства металла в зоне соединения. *Современная электрометаллургия*, 1, 44–49.
  12. Григоренко Г.М., Адеева Л.И., Туник А.Ю. и др. (2014) Особенности структуры сварных соединений металлов с различной растворимостью элементов в твердой фазе, полученных сваркой трением с перемешиванием. *Автоматическая сварка*, 4, 13–23.
  13. <https://www.bnl.gov/magnets/Staff/Gupta/cryogenic-data-handbook/Section 15.pdf>.
  2. Dawes, C., Thomas, W. (1995) *TWI Bull.*, 6, Nov/Dec.
  3. Savolainen, K. (2012) *DPh: Friction stir welding of copper and microstructure and properties of the weld*. Aalto University publication series 13/2012.
  4. Manish P. Meshram, Basanth Kumar Kodli, Suhash R. (2014) *Dey: Friction stir welding of austenitic stainless steel by pcbn tool and its joint analyses*. In: Proc. of 3rd Int. Conf. on Materials Processing and Characterization (ICMPC 2014).
  5. Brian T. Thompson. (2010) *Thesis: Tool Degradation Characterization in the Friction Stir Welding of Hard Metals*. The Ohio State University.
  6. De P.S., Kumar N., Mishra R.S. (2005) *Fundamentals of Friction Stir Welding. ASM Handbook*. 6A, 186–199.
  7. Hwang, Y.M., Fan, P.L., Lin, C.H. (2010) Experimental study on friction stir welding of copper metal. *J. Materials Proc. Technology*, 210, 1667–1672.
  8. Pavlova, V.I., Alifirenko, E.A., Osokin, E.P. (2009) Study of temperature-time conditions of welding heating, structure and properties of metal of butt joints from aluminium-magnesium alloy produced by friction stir welding. ISSN 1994-6716. *Voprosy Materialovedeniya*, 4, 60. St.-Petersburg, TsNII KM Prometey [in Russian].
  9. Grigorenko, G.M., Poleshchuk, M.A., Adeeva, L.I. et al. (2016) Peculiarities of structure of Cu–Cu, Ni–Cu and steel–Cu joints produced by overlap friction stir welding method. *The Paton Welding J.*, 5-6, 75-80.
  10. Krasnovsky, K., Khokhlova, Yu.A., Khokhlov, M.A. (2019) Influence of tool shape for friction stir welding on physico-mechanical properties of welded joints of EN AW 6082-T6 aluminium alloy. *Ibid.*, 7, 9–15 [in Russian].
  11. Grigorenko, G.M., Adeeva, L.I., Tunik, A.Yu. et al. (2015) Restoration repair of slab copper moulds of MCCB. Structure and properties of metal in the joint zone. *Sovrem. Elektrometal.*, 1, 44–49 [in Russian].
  12. Grigorenko, G.M., Adeeva, L.I., Tunik, A.Yu. et al. (2014) Structural features of FSW joints of metals with different element solubility in the solid phase. *The Paton Welding J.*, 4, 13–23.
  13. <https://www.bnl.gov/magnets/Staff/Gupta/cryogenic-data-handbook/Section 15.pdf>.

## References

# INVESTIGATION OF TEMPERATURE STATE OF COPPER PLATE IN THE WELD ZONE AT FRICTION STIR WELDING

M.A. Poleshchuk, A.V. Shevtsov, I.V. Dotsenko, V.M. Teplyuk, O.V. Kolisnichenko, L.M. Malakhova

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Chromel-alumel thermocouples were used to study the temperature state of 10 mm copper plates at simulation of the process of friction stir welding. Thermocouples were welded on in blind holes located along the line of welding tool displacement that allowed recording the copper temperature at the moment of weld formation under different welding conditions. In the studied range of variation of process parameters, the metal temperature is mainly influenced by the area of interaction of the welding tool working surface with the plate, while the speed of tool rotation has a minor effect. At the moment of weld formation the metal temperature varied from 528 up to 980 in different modes. 13 Ref., 3 Tabl., 3 Fig.

**Keywords:** friction stir welding, copper plates, thermocouples, welds, formation temperature

Надійшла до редакції 02.02.2021

## МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЇ З'ЄДНАННЯ МАТЕРІАЛІВ

м. Київ

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона  
31 травня – 2 червня 2021 р.

тел./факс: (38044) 200-82-77

E-mail: journal@paton.kiev.ua

[www.pwi-scientists.com/ukr/modernweld2021](http://www.pwi-scientists.com/ukr/modernweld2021)



# ВДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ НАПЛАВЛЕННЯ ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ ОПОРНИХ ВАЛКІВ СТАНІВ ГАРЯЧОЇ ПРОКАТКИ

Л.К. Лещинський, В.М. Матвієнко, В.П. Іванов, К.К. Степнов, Є.І. Возьянов

ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет». 87555, м. Маріуполь, вул. Університетська, 7.  
E-mail: [matviyenko@gmail.com](mailto:matviyenko@gmail.com)

Показано, що при наплавленні великогабаритних опорних валків станів гарячої прокатки, виготовлених зі сталі 90ХФ, з обмеженою зварюваністю сталі пов'язана необхідність вибору теплового режиму наплавлення, що забезпечує потрібну працездатність наплавленого шару. Від вибору матеріалів і технології наплавлення зони переходу від основного металу до робочого шару залежить поява провалів твердості і утворення «м'якого прошарку», що призводить до виникнення відколів. Усунення таких провалів залежить від вибору режиму наплавлення кожного з шарів відповідно до складу і розмірів застосовуваних електродів. Показано, що використання для наплавлення електродної стрічки 08кп, 30ХГСА, 25Х5ФМС товщиною 1,0 мм дозволяє одержати плавну (без провалів і сплесків) зміну твердості по висоті багатошарової композиції, що сприяє підвищенню стійкості до відколів при зменшенні висоти наплавленого шару під час експлуатації валка. У процесі промислового освоєння технології наплавлення валків і їх багаторічної експлуатації на стані гарячої прокатки підтверджено високу працездатність наплавлених опорних валків<sup>1</sup>. Розроблена і реалізована маршрутна схема переміщення наплавлених і нових опорних валків (частка наплавлених валків досягала 30 %) в чорновій групі клітей стану 2000 Череповецького металургійного комбінату дозволила забезпечити напрацювання наплавлених валків, порівнянню по тоннажу прокату з напрацюванням нових валків. Бібліогр. 12, табл. 4, рис. 2.

*Ключові слова:* опорні валки, сталь 90ХФ, наплавлення, підшар, перехідна зона, склад шарів, твердість, відколи наплавленого шару, стрічковий електрод, режим наплавлення, стан гарячої прокатки, чорнова кліть, маршрут валків, напрацювання наплавлених валків

Для великогабаритних прокатних валків з діаметром бочки 800...1600 мм і довжиною 1500...4500 мм при розробці технології наплавлення слід враховувати, що величина зносу може вимагати нанесення не менше 12...15 шарів [1–6]. У перших наплавлених шарах такої композиції повинна формуватися зона переходу від матеріалу валка до робочого шару. Відповідність механічних властивостей цієї зони чинним навантаженням і її опір розтріскуванню залежить від структури і властивостей околешовної ділянки ЗТВ, хімічного складу наплавленого металу, що утворює перехідну зону, відсутності тут провалів і піків твердості [7]. Тому завдання вибору матеріалів і технології наплавлення зони переходу від основного металу до робочого шару розглядається як одна з основних, оскільки від цього значною мірою залежить працездатність наплавлених опорних валків.

У тепловому режимі наплавлення великогабаритних прокатних валків з високовуглецевої сталі найважливішу роль відіграє вибір температури підігріву, що доцільно розглянути для декількох валкових сталей: 40Х (40ХН), 55Х (55ХНМ) і 90ХФ, які відрізняються за вмістом вуглецю і зварюваності (схильності до розтріскування). Для

зниження схильності до розтріскування валка використовується тепловий режим наплавлення, що зменшує ймовірність утворення гартівних структур в металі ЗТВ, застосовуються наплавочні матеріали, що дозволяють підвищити пластичність металу, знизити концентрацію дифузійного водню і рівень залишкових напруг, що розтягують. Виходячи зі схильності до появи холодних тріщин як показник, за яким оцінюється зварюваність, є еквівалент вуглецю  $C_e$  [8]. Математичний опис цього показника запропоновано, розглядаючи мінімальний критичний час охолодження металу шва, залежний від швидкості охолодження і необхідний для повного мартенситного перетворення:

$$C_e = C + (Mn + Si)/6 + (Cr + Mo + V + W)/5 + (Ni + Cu)/15.$$

Результати розрахунку значень еквівалента вуглецю за запропонованою Міжнародним інститутом зварювання залежності наведені в табл. 1.

При тривалому процесі супутнього підігріву досягається тепла рівновага валка, що наплавляється, а швидкість його охолодження стає значно нижче критичної. Для прокатних валків температура супутнього підігріву вибирається істотно вищою, ніж температура мартенситного перетво-

<sup>1</sup> Робота виконана спільно з співробітниками лабораторії наплавлення і ЛПЦ-2 Череповецького металургійного комбінату Лещинський Л.К. – <https://orcid.org/0000-0002-7473-7510>, Матвієнко В.М. – <https://orcid.org/0000-0002-8713-1630>, Іванов В.П. – <https://orcid.org/0000-0003-3339-7633>, Возьянов Є.І. – <https://orcid.org/0000-0002-2034-1270>  
© Л.К. Лещинський, В.М. Матвієнко, В.П. Іванов, К.К. Степнов, Є.І. Возьянов, 2021



Таблиця 1. Вуглецевий еквівалент валкових сталей

Марка сталі	Вміст вуглецю, %	Вуглецевий еквівалент $C_e$	Температура мартенситного перетворення $M_s$ , °C	Критичний час охолодження $\Delta t_{\text{к}}$ , с*
40Х	0,36...0,44	0,74	280	—
50ХНМ	0,50...0,60	0,98	260	2000
90ХФ	0,80...0,90	1,35	240	—

\*За розрахунковими даними роботи [8].

рення  $M_s$  (див. табл. 1). Для сталі 90ХФ, що має високу стійкість переохолодженого аустеніту, температура супутнього підігріву 380...400 °C забезпечує ізотермічні умови повного розпаду аустеніту і визначає формування перлітної структури [6].

Вплив складу металу і технології наплавлення на властивості зони переходу від основного металу (сталь 90ХФ) до робочого шару доцільно розглянути, уточнивши, перш за все, реальний зміст вуглецю в перших наплавлених шарах. З цією метою необхідно визначити ступінь розведення шва основним металом (попереднім шаром) для розмірів дроту і стрічкових електродів, що застосовувалися, а також параметрів режиму наплавлення опорних валків (табл. 2). При наплавленні підшару на сталь 90ХФ з використанням дроту Нп-30ХГСА діаметром 5 мм вміст вуглецю в підшару становить 0,64 %, а при можливому використанні розщепленого електроду – не менше 0,42 % (табл. 3). Навіть при ретельному дотриманні технологій наплавлення, що значно ускладнюються, а також необхідної підготовки наплавних матеріалів, важко забезпечити необхідну технологічну міцність, уникнувши появи тріщин. У структурі підшару 30ХГСА, наплавленого на сталь 90ХФ, при високому вмісті вуглецю мартенсит характеризується підвищеною щільністю дислокацій і зниженою пластичністю. Така структура підшару руйнується за механізмом міжзеренного відколу з ділянками в'язкого ямкового руйнування по зерну, далі в сталі 90ХФ руйнування проходить по межах оплавлених зерен, після чого переходить у внутрішньозеренне сколювання [9].

Схильність до розтріскування помітно знижується при наплавленні на валок зі сталі 90ХФ підшару дротом Св-18ХГС. У порівнянні із застосуванням дроту Нп-30ХГСА зниження вмісту вуглецю в підшару (менше 0,60 %) (табл. 3) не призводить до появи провалу твердості при пе-

реході від бейнітно-мартенситної структури підшару до перлітної структури сталі 90ХФ. Мабуть, вміст в електроді 0,18...0,22 % вуглецю є максимально допустимим у разі наплавлення підшару на сталь 90ХФ. Відзначимо, що плавний, без провалів перехід від сталі 40Х до наплавленого робочого шару 25Х5ФМС отримано при використанні для наплавлення підшару дроту ПП-Нп-12ХМФ [10]. У разі застосування цього дроту для наплавлення на сталь 90ХФ вміст вуглецю (при частці участі  $\gamma = 0,37$ ) становить в першому шарі 0,35 %, а в третьому 0,15 %. У той же час при наплавленні на сталь, в якій 0,67 % С, до 1,20 % Мп, 0,40 % Si, 0,15 % V, з використанням порошкового дроту ПП-АН-180МН (12ХГ1НМФС), наплавлений шар характеризується дрібнодисперсною бейнітно-мартенситною структурою, високою тріщиностійкістю [11]. При цьому для складів металу 50ХС, 40ХГС, 35ХГС, 32Х2ГМС, 30Х3МФ, 30Х2М2НФ, які формуються в підшару при наплавленні на високовуглецеву або середньовуглецеву сталь, температура початку мартенситного перетворення помітно нижче температури супутнього підігріву при наплавленні великих прокатних валків [4, 6].

Виникнення відколів наплавленого шару на двох опорних валках стану 1700 гарячої прокатки Маріупольського металургійного комбінату ім. Ілліча [7] пов'язано з провалом твердості металу внаслідок утворення в перехідній зоні «м'якого прошарку». Такий провал спостерігався як на валку, так і на зразку-свідку (основний метал – сталь 90ХФ, для наплавлення підшару в обох випадках використовувався стрічковий електрод 08кп перетином 50×0,5 мм). Не можна не відзначити, що якщо на зразку-свідку забезпечувалося надійне проплавлення і контролювалася відсутність несплавлення, то в процесі наплавлення підшару на опорному валку поява несплавлення цілком ймо-

Таблиця 2. Параметри режиму наплавлення підшару на опорний валок зі сталі 90ХФ

Марка електрода	Розміри електрода, мм	Величина струму, А	Глибина проплавлення $h_{\text{пр}}$ , мм	Відношення глибини проплавлення до товщини шару $h_{\text{пр}}/\delta$	Частка участі $\gamma$
08кп	50×0,5	450...550	1,5	0,37	0,23
08кп	40×1,0	500...600	1,9	0,47	0,45
30ХГСА	40×1,0	500...650	2,3	0,48	0,45
Св-18ХГС	Ø5	600...700	9,0	1,50	0,55
Нп-30ХГСА	Ø5	600...700	9,0	1,50	0,55
Нп-30ХГСА	2×Ø4	700...850	6,0	1,20	0,37
ПП-Нп-12ХГ1НМ	Ø3,6	350...400	3,0	0,60	0,37

Примітка. Напруга 30...32 В;  $v_{\text{н}} = 15$  м/год (для стрічки),  $v_{\text{н}} = 30$  м/год (для дроту).

Таблиця 3. Вміст вуглецю в 1...3 шарі при напавленні на сталь 90ХФ ( $\gamma = 0,55$ )

Номер шару	Вміст вуглецю, %	
	Нп-30ХГСА	Св-18ХГС
1	0,64	0,57
2	0,48	0,39
3	0,40	0,30

вірна, що може провокувати появу відколів. Товщина «м'якого прошарку», як видно з роботи [7, рис. 1], не перевищує 3,5...4,0 мм, її твердість нижче твердості основного металу, після чого різко зростає до рівня твердості робочого шару. На відміну від процесу напавлення, утворення «м'якого прошарку» в зварних швах пов'язано з природою процесу зварювання або з застосуванням електродів, наприклад, аустенітного класу, коли механічні властивості металу шва різко відрізняються від основного металу (високоміцної сталі). У багатошаровій композиції, напавленої на опорний валок, виникнення «м'якого прошарку» пов'язано не з природою процесу, а викликано недоліками технології напавлення. Так, не враховувалось, що в разі напавлення підшару тонким стрічковим електродом пропавлення мінімально, важко забезпечити надійне сплавлення з матеріалом підкладки. Крім того, не передбачався режим напавлення наступних шарів, що забезпечує відсутність провалів в зоні переходу від підшару до робочого шару.

З використанням стрічкових електродів товщиною 1,0 мм глибина пропавлення підкладки (в порівнянні зі стрічкою товщиною 0,5 мм) зростає в 1,5...1,7 рази [5], що підвищує надійність сплавлення, різко зменшує ймовірність появи дефектів типу несплавлення, як і провалів твердості в перехідній зоні. При напавленні на сталь 90ХФ підшару стрічковим електродом 08кп феритно-перлітна структура руйнується по в'язкому, ямковому механізму з ділянками відриву. Напавлення другого шару стрічкою 30ХГСА, а потім

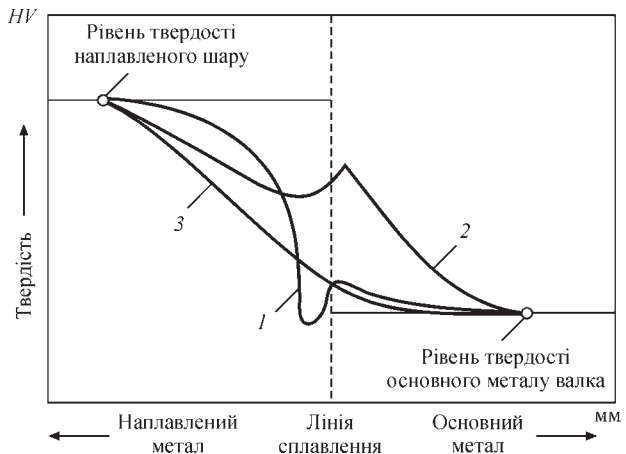


Рис. 1. Характер розподілу твердості по глибині перехідної зони: 1 – з провалом твердості на ділянці підшару; 2 – з підйомом твердості поблизу межі сплавлення; 3 – з плавною зміною твердості від підшару до робочого шару

Таблиця 4. Параметри перехідної зони для різних варіантів розподілу твердості

Номер варіанта	Характер розподілу твердості в перехідній зоні	Розміри зони переходу, мм
1	З провалом твердості на ділянці підшару	4,0
2	З підйомом твердості поблизу межі сплавлення	5,0
3	З плавною зміною твердості від підшару до робочого шару	6,0...7,0

стрічкою 25Х5ФМС забезпечує плавний перехід твердості від підшару до робочого шару (рис. 1, крива 3). Для отриманих складів шарів характерна задовільна зварюваність, що при температурі супутнього підігріву валка (до 400 °С) дозволяє запобігти розтріскуванню напавленого металу.

Представленому на рис. 1 характеру зміни твердості для різних варіантів технології напавлення перехідної зони відповідають результати вимірів її протяжності на напавлених зразках (табл. 4).

На рис. 2 представлено дані оцінки змін вмісту вуглецю, хрому і твердості в напавлених шарах перехідної зони при напавленні стрічковими електродами 08кп, 30ХГСА, 25Х5ФМС перетином 40×1,0 мм (частка участі  $\gamma = 0,45$ ).

Застосування стрічки 25Х5ФМС для напавлення робочого шару дозволяє отримати напавлений метал зі структурою пакетного мартенситу з досить дисперсними мартенситними рейками. Твердість після напавлення  $HV\ 410$  ( $HSD\ 58$ ), ударна в'язкість  $0,33\ МДж/м^2$ , динамічний коефіцієнт інтенсивності напружень  $28,4\ МПа \cdot м^{1/2}$ , механізм руйнування – транскристалітний скол [9]. При використанні цього матеріалу для напавлення валків необхідно враховувати вплив відпустки після напавлення на твердість і тріщиностійкість. Проведені дослідження показують, що оптимальна температура відпустки – 600 °С. При цій температурі твердість напавленого металу зростає до  $HV\ 450$  ( $HSD\ 62$ ). Разом з тим, ударна в'язкість становить  $0,35\ МДж/м^2$ , а динамічний коефіцієнт інтенсивності напружень –  $30,0\ МПа \cdot м^{1/2}$ .

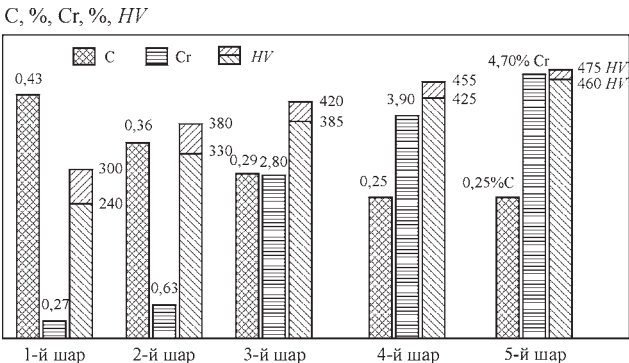


Рис. 2. Хімічний склад і твердість шарів перехідної зони при напавленні стрічковими електродами 40×1,0 мм на сталь 90ХФ

Технологія наплавлення великогабаритних опорних валків, що забезпечує формування плавної зміни твердості по висоті наплавленого шару отримала широке застосування в умовах Череповецького металургійного комбінату [4]. Для цього знадобилося освоєння власного виробництва стандартних і нових складів стрічки для наплавлення [12]. Освоєння технології наплавлення великогабаритних опорних валків, досвід їх експлуатації в чорновій групі клітей стану 2000 гарячої прокатки Череповецького металургійного комбінату дозволили довести частку наплавлених валків до ~ 30 % від усього парку. З урахуванням працездатності наплавлених і нових опорних валків, відповідності розподілу навантаження в чорнових клітях, вибрано оптимальне співвідношення наплавлених і нових валків. Комбінатом запропонована, розроблена і реалізована оптимальна маршрутна схема переміщення валків по клітям. Завдяки цьому середнє напрацювання (по тоннажу прокату) наплавлених опорних валків стану 2000 гарячої прокатки складає (за даними комбінату) до 85 % по відношенню до нових валків виробництва НКМЗ і УЗТМ.

## Висновки

При виконанні досліджень встановлено:

1. При багатошаровому наплавленні опорних валків формування зони переходу від основного металу до робочого шару визначається оптимальним поєднанням складу наплавлених шарів і режиму наплавлення кожного шару. Обґрунтований вибір такого поєднання, що враховує спосіб і режим наплавлення, склад і геометрію електрода, впливає на ступінь розбавлення підшару основним металом, а для другого і третього шарів – попереднім і наступним шарами. Це дозволяє запобігти появі провалів твердості на всьому протязі перехідної зони.

2. Запропонована і реалізована схема формування багатошарової композиції, наплавленої стрічковим електродом на великогабаритні опорні валки гарячої прокатки, забезпечує плавний розподіл твердості по висоті наплавленого металу.

3. Розробка технології наплавлення великогабаритних опорних валків, освоєння виробництва стрічкових електродів, тривала експлуатація наплавлених валків підтвердили здатність забезпечити високий рівень напрацювання наплавлених валків по тоннажу прокату. Отриманий досвід розробки та реалізації маршрутної схеми переміщення наплавлених і нових опорних валків стану 2000 Череповецького металургійного комбінату заслуговує подальшого аналізу і поширення.

## Список литературы

1. Рябцев И.А., Кондратьев И.А., Васильев В.Г. и др. (2010) Исследование структуры и эксплуатационных свойств наплавленного металла для восстановления и упрочнения прокатных валков. *Автоматическая сварка*, 7, 14–18.

2. Балаклея И.А., Филиппов В.С., Шебанич Э.Н. и др. (2012) Современные тенденции в изготовлении и эксплуатации прокатных валков. *Металл и литье Украины*, 2, 50–54.
3. Гостев К.А. (2008) Современные валки на станах Череповецкого и Магнитогорского металлургических комбинатов. *Металлург*, 9, 52–55.
4. Данилов Л.И., Скорохватов Н.Б., Соболев В.Ф. и др. (2004) Увеличение срока службы опорных валков стана 2000 горячей прокатки полос в ОАО «Северсталь». *Бюллетень «Черная металлургия»*, 8, 68–69.
5. Самотугин С.С., Лещинский Л.К., Мазур В.А., Самотугина Ю.С. (2013) *Инструментальные материалы. Свойства и упрочнение*. Мариуполь, ГВУЗ «ПГТУ».
6. Гулаков С.В., Носовский Б.И. (2005) *Наплавка рабочего слоя с регламентированным распределением свойств*. Мариуполь, ПГТУ.
7. Лещинский Л.К., Гулаков С.В., Носовский Б.И., Степнов К.К. (1977) Причины разрушений наплавленного рабочего слоя опорных валков. *Автоматическая сварка*, 3, 19–23.
8. Костин В.А. (2012) Математическое описание углеродного эквивалента как критерия оценки свариваемости сталей. *Там же*, 8, 12–17.
9. Лещинский Л.К., Самотугин С.С., Пирч И.И., Комар В.И. (1990) *Плазменное поверхностное упрочнение*. Киев, Техника.
10. Рябцев И.А., Бабинец А.А., Гордань Г.Н. и др. (2013) Структура многослойных образцов, имитирующих наплавленные инструменты для горячего деформирования металлов. *Автоматическая сварка*, 9, 43–47.
11. Гайворонский А.А., Позняков В.Д., Маркашова Л.И. и др. (2012) Влияние состава наплавленного металла на структуру и механические свойства восстановленных железнодорожных колес. *Там же*, 8, 19–24.
12. Лещинский Л.К., Иванов В.П., Маслов А.А. и др. (1997) *Электродная лента для наплавки*. Патент 2087589 RU, C23C 30/00, B23K 020/227.

## References

1. Ryabtsev, I.A., Kondratiev, I.A., Vasiliev, V.G. et al. (2010) Investigation of structure and service properties of deposited metal for reconditioning and strengthening of rolling mill rolls. *The Paton Welding J.*, 7, 12–15.
2. Balakleets, I.A., Filippov, V.S., Shebanits, E.N. et al. (2012) Current trends in the manufacture and operation of rolls. *Metall i Lityo Ukrainy*, 2, 50–54 [in Russian].
3. Gostev, K.A. (2008) Modern rolls at rolling mills 2000 of Cherepovetsky and Magnitogorsky Iron and Steel Works. *Metallurg*, 9, 52–55 [in Russian].
4. Danilov, L.I., Skorokhvatov, N.B., Sobolev, V.F. et al. (2004) Increase of the service life of the back-up rolls of a 2000 hot strip mill at JSC «Severstal». *Chyornaya Metallurgiya*, 8, 68–69 [in Russian].
5. Samotugin, S.S., Leshchinskiy, L.K., Mazur, V.A., Samotugin, Yu.S. (2013) *Tool materials. Properties and hardening*. Mariupol, PSTU [in Russian].
6. Gulakov, S.V., Nosovskiy, B.I. (2005) *Surfacing of working layer with the regulated distribution of properties*. Mariupol, PSTU [in Russian].
7. Leshchinskiy, L.K., Gulakov, S.V., Nosovskiy, B.I., Stepanov, K.K. (1977) Causes of fracture of the deposited working layer of back-up rolls. *Avtomatich. Svarka*, 3, 19–23 [in Russian].
8. Kostin, V.A. (2012) Mathematical formulation of carbon equivalent as a criterion for evaluation of steel weldability. *The Paton Welding J.*, 8, 11–16.
9. Leshchinsky, L.K., Samotugin, S.S., Pirsch, I.I., Komar, V.I. (1990) *Plasma surface hardening*. Kiev, Tekhnika [in Russian].
10. Ryabtsev, I.A., Babinets, A.A., Gordan, G.N. et al. (2013) Structure of multilayer samples, simulating surfaced tools for hot deforming of metals. *The Paton Welding J.*, 9, 41–45.
11. Gajvoronsky, A.A., Poznyakov, V.D., Markashova L.I. et al. (2012) Influence of deposited metal composition on structure and mechanical properties of the reconditioned railway wheels. *Ibid.*, 8, 16–22.
12. Leshchinsky, L.K., Ivanov, V.P., Maslov, A.A. (1997) *Strip electrode for hardfacing*. Pat. 2087589 RU, Int. Cl. B23K020/227 [in Russian].



# IMPROVEMENT OF THE SURFACING TECHNOLOGY FOR LARGE BACKUP ROLLS OF HOT ROLLING MILLS

L.K. Leshchinskiy, V.M. Matviyenko, V.P. Ivanov, K.K. Stepnov, E.I. Vozyanov

Azov State Technical University, 7 Universitetskaya Str., 87555, Mariupol, Ukraine. E-mail: matviyenko@gmail.com

It is shown that when surfacing large backup rolls of hot rolling mills made of 90CrV steel, the limited weldability of steel leads to the need to select the thermal mode of surfacing that ensures the required operability of the deposited layer. The choice of materials and technology of surfacing the transition zone from the base metal to the working layer determines appearance of hardness dips and formation of a «soft sub-layer», which leads to occurrence of spallation. Elimination of such dips depends on the choice of the deposition mode of each of the layers, in accordance with the composition and size of the electrodes used. It is shown that application of a 1.0 mm thick strip electrode from 08kp, 30KhGSA, 25Kh5FMS steels for surfacing makes it possible to obtain a smooth (without dips and bursts) change in hardness along the height of the multilayer composition, which contributes to an increase in spalling resistance when the height of the deposited layer decreases during the operation of the roll. The high efficiency of the surfaced backup rolls was confirmed during industrial development of the surfacing technology of the rolls and their long-term operation in the hot rolling mill. The developed and implemented routing scheme for movement of the deposited and new backup rolls (the share of deposited rolls reached 30%) in the roughing group of stands of mill 2000 of the Cherepovets Metallurgical Plant made it possible to ensure the operating time of surfaced rolls commensurate with that of new rolls as to the tonnage of rolled products. 12 Ref., 4 Tabl., 2 Fig.

**Keywords:** backup rolls, 90CrV steel, surfacing, underlayer, transition zone, composition of layers, hardness, spalling of the surfaced layer, strip electrode, surfacing mode, hot rolling mill, roughing stand, roll route, operating time of surfaced rolls

Надійшла до редакції  
02.02.2021

## ФАХОВІ ЖУРНАЛИ ІЕЗ ім. Є.О. ПАТОНА



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 металопродукцій 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, плазмово- та вакуумно-дугова технології); нові матеріали; енерго- і ресурсозбереження; матеріалознавство, 3D технології у спеціальній електрометалургії. Публікується також допоміжна інформація з тематики журналу.

### РЕКЛАМА В ЖУРНАЛАХ

Реклама публікується на обкладинках і внутрішніх вкладках 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  
<https://patonpublishinghouse.com>



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.

# ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ, МЕХАНІЧНИХ І ТЕПЛОФІЗИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВИХ МОДИФІКОВАНИХ ЗВАРНИХ ШВІВ НА МІДНИХ ЧАСТИНАХ ФУРМ

В.М. Нестеренков<sup>1</sup>, В.І. Загорніков<sup>1</sup>, Ю.В. Орса<sup>1</sup>, С.Д. Заболотний<sup>2</sup>, А.С. Беляєв<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>Інститут надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України. 04074, м. Київ, вул. Автозаводська, 2.

E-mail: [alcon@ism.kiev.ua](mailto:alcon@ism.kiev.ua)

Вивчення реальних умов експлуатації фурми для кисневого дуття показує, що в її головній частині, яка знаходиться поблизу реакційних зон конвертора, виникають великі термічні напружки, викликані нерівномірністю нагріву різних ділянок вузла. Сопла головки інтенсивно охолоджуються водою та киснем, а наконечник фурми, навпаки, нагрівається тепловим випромінюванням ванни рідкого металу. Саме термічні напружки поряд з механічними навантаженнями (реакція віддачі витікаючих з сопел головки струменів кисню) викликають передчасне руйнування зварних швів, що з'єднують сопла фурми з її наконечником. Необхідність в розробці електронно-променевого зварювання складових частин мідних фурм обумовлена недоліками застосування традиційного способу їх зварювання – аргондугового, який не забезпечує задовільних властивостей зварних з'єднань та їх стабільності під час експлуатації виробу. Застосування електронно-променевого зварювання при виготовленні головок фурм для кисневого дуття дозволяє підвищити їх експлуатаційні характеристики за рахунок легування зварювальної ванни елементами, які надають розкиснюючий вплив на рідку мідь. Одночасно для збільшення терміну служби головок фурм необхідно забезпечити зниження в них рівня термічних напружок. Останнє стає можливим у разі, якщо метал зварного шва буде максимально близьким по теплопровідності до основного металу. У роботі наведено результати механічних випробувань електронно-променевих зварних з'єднань, отриманих на міді М1 з використанням різних легуючих вставок. На підставі досліджень мікроструктури і характеру зламів модифікованих електронно-променевих швів встановлено вплив легуючих вставок на їх експлуатаційні властивості. Спільно з фахівцями ІСМ ім. Бакуля НАН України була розроблена методика проведення досліджень теплопровідності зон зварних з'єднань і виконані вимірювання коефіцієнтів теплопровідності для швів, отриманих на міді М1 методами АрДЗ та ЕПЗ з використанням легуючих вставок. Також було виконано комп'ютерне моделювання температурного поля, що виникає в зонах зварних з'єднань в умовах експлуатації мідних фурм. Бібліогр. 12, табл. 1, рис. 8.

*Ключові слова:* електронно-променево зварювання, модифікація шва легуючими вставками, металографічні та фактографічні дослідження, коефіцієнт теплопровідності, пористість

Умови експлуатації конверторних фурм для кисневого дуття набагато більш жорсткі, ніж доменних фурм. Типова конструкція корпусу фурми кисневого дуття, що складається з зовнішньої головки (1), внутрішньої обичайки (2) та центрального (3) і п'яти бічних (4) сопел наведена на рис. 1.

Сопла головки інтенсивно охолоджуються водою та киснем, а наконечник фурми, навпаки, нагрівається тепловим випромінюванням ванни рідкого металу. Навіть його внутрішня поверхня, що добре омивається водою, в процесі конверторної плавки може нагріватися до 170 °С. Зовнішня ж поверхня, що звернена до дзеркала ванни, нагрівається до температури 400...500 °С і вище. Перспективу підвищити експлуатаційні характеристики зварних з'єднань на міді має електронно-променево зварювання [1–6]. Однак такий дефект шва, як пористість не дозволяє досить ефективно реалізувати переваги цього способу зварювання, тому що в умовах жорстких температурних напружень і механічних навантажень,

в яких працює головка фурми, пори в шві викликають його передчасне руйнування. При ЕПЗ міді йде інтенсивне видалення газів, які не встигають виділятися з металу зварювальної ванни, утворюючи пори або концентруючись в мікронесуцільностях, що створює високий тиск і приводить до зародження тріщин [1–8]. Серед можливих причин виникнення пористості при ЕПЗ безкисневої міді автори робіт [9, 10] називають випаровування елементів з високою пружністю пара. Відомий

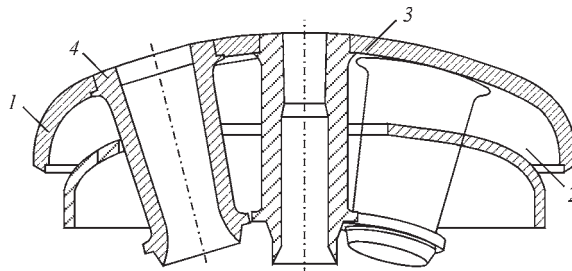


Рис. 1. Типова конструкція корпусу фурми кисневого дуття (опис див. у тексті)

Нестеренков В.М. – <https://orcid.org/0000-0002-7973-1986>, Загорніков В.І. – <https://orcid.org/0000-0003-0456-173X>,

Орса Ю.В. – <https://orcid.org/0000-0002-1208-4171>, Заболотний С.Д. – <https://orcid.org/0000-0003-1287-8454>,

Беляєв А.С. – <https://orcid.org/0000-0002-7997-1509>

В.М. Нестеренков, В.І. Загорніков, Ю.В. Орса, С.Д. Заболотний, А.С. Беляєв

в металургії метод зниження пористості – рафінуючий переплав – не завжди ефективний в разі зварювання, тому що може викликати надмірні деформації і внутрішні напруження в зварних конструкціях. Інший металургійний метод боротьби з пористістю передбачає легування зварювальної ванни елементами, що підвищують розчинність газів в рідкому металі або зв'язують їх в стійкі сполуки. При ЕПЗ міді доцільно проводити легування зварювальної ванни алюмінієм та титаном, оскільки вони відрізняються низькою пружністю пара в порівнянні з міддю і надають розкиснюючий вплив на рідку мідь в процесі зварювання.

Мета роботи полягала в оцінці міцності і теплофізичних властивостей модифікованих електронно-променевих зварних з'єднань мідних фурм.

**Методика проведення досліджень.** З метою зниження пороутворення в зварних швах проводилася ЕПЗ мідних зразків товщиною 18 мм із застосуванням легуючих вставок у вигляді тонкої (0,05 та 0,1 мм) фольги. Зварювання зразків виконували на установці ЕПЗ типу УЛ-209м, забезпеченої енергоблоком ЕЛА-60 (60/60 кВт). Структурно-фазові характеристики вивчали з використанням комплексу експериментальних методів сучасного металознавства, включаючи оптичну металографію (мікроскопи «Versamet-2» і «Neophot-32»), аналітичну растрову мікроскопію (SEM-515 фірми PHILIPS). Твердість фазових складових вимірювали на мікротвердомірі М-400 фірми «LECO», навантаження становило 1 Н.

Механічні властивості: зварних з'єднань значення межі міцності, умовної межі плинності і відносного подовження зварних з'єднань визначали при кімнатній температурі на круглих зразках по ГОСТ 6996-66 тип II, ударну в'язкість – на зразках з надрізом типу Шарпі. Проводилось порівняння структур дугового шва і модифікованих електронно-променевих швів. Як доповнення до металографічних досліджень впливу легуючих вставок на мікроструктуру зварних з'єднань було проведено їх фрактографічний аналіз. Завершувалися дослідження порівняльними вимірюваннями коефіцієнта теплопровідності дугових і модифіко-

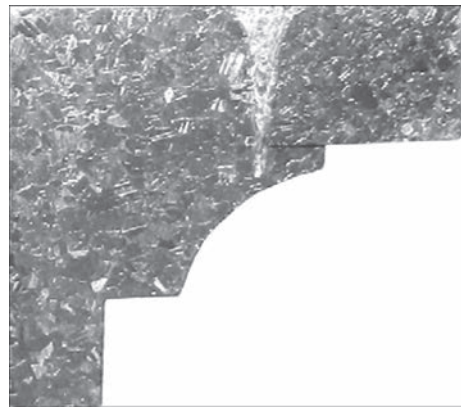


Рис. 2. Зварне з'єднання товщиною  $\delta = 18$  мм фурми кисневого дуття. Режим ЕПЗ:  $U_{пр} = 60$  кВ;  $I_{пр} = 197$  мА;  $v_{зв} = 7,5$  мм/с;  $\Delta I_{ф} = 5$  мА,  $A_{круг} = 0,8$  мм;  $L_{раб} = 200$  мм

ваних електронно-променевих швів. Вимірювання теплопровідності зварних з'єднань проводилося за участю фахівців і на лабораторному устаткуванні Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України.

**Обговорення результатів.** У конструкції зварного вузла застосовується «замкове» з'єднання, що дозволяє зберегти перевагу електронно-променевого зварювання і можливість виведення кореневих дефектів шва з зони дії експлуатаційних навантажень. Проведені раніше дослідження (Кравчук Л.А. і Русинік М.О., ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ) показали можливість, використовуючи жорсткі режими ЕПЗ, домогтися оптимізації форми і якості шва. Отримана форма некрізного шва представлена на рис. 2.

Електронно-променеві шви та їх ЗТВ вигідно відрізняються від дугових швів розмірами по ширині і меншою кількістю дефектів (рис. 3).

Зерна в металі аргонодугового шва великі (в основному 500...700 мкм, рідше зустрічаються зерна розміром 250 мкм). У той же час структура електронно-променевого шва складається з округлих зерен на порядок менших за розміром, більш великих у верхній частині шва (~70 мкм), які подрібнюються в корені шва до ~48 мкм. Розмір зерен в пришовній зоні і основному металі не відрізняється (в середньому 200...220 мкм). Введення титану і алюмінію в шов сприяє отриман-

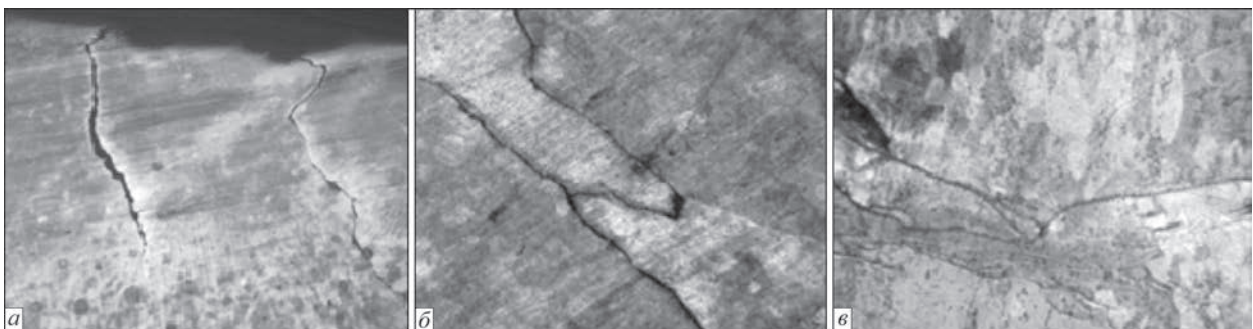


Рис. 3. Мікроструктура зварних з'єднань, отриманих АДЗ з присадкою МНЖКТ 5-1 (а, б) та ЕПЗ (в): а – поширення тріщин від поверхні вглиб шва ( $\times 50$ ); б – тріщини в центральній частині шва ( $\times 200$ ); в – потовщення границь зерен в кореневій частині шва, можливо, евтектика  $\text{Cu} + \text{C}_2\text{O}$  ( $\times 400$ )



ню дрібнокристалічної первинної структури з мінімальною шириною міжкристалічних границь. Відомо, що алюміній відноситься до елементів, розчинних в міді, його домішки в малих концентраціях не можуть бути виявлені під мікроскопом, оскільки вони входять в твердий розчин. Введення в шов до 1 % алюмінію (АД-0) практично не змінює його структуру, але при цьому підвищується твердість металу шва, яка досягає  $HV1 - 1030...1050$  МПа. Зона термічного впливу структурно не виражена і являє собою великі зерна неправильної форми з двійниковою будовою. В результаті проведення металографічних досліджень структури зварних з'єднань, отриманих на мідному сплаві М1 з використанням легуючих вставок зі сплаву АД-0, поряд з позитивним ефектом від введення алюмінію в шов (істотне зниження числа і розмірів пор) були виявлені мікротріщини, розташовані по межах зерен. Це, швидше за все, пов'язано з появою на границях зерен неміцних сполук з низькою пластичністю, в даному випадку – евтектика або суміші  $\alpha(\text{Cu}) + \text{Cu}_2\text{O}$  (рис. 4, а). У більшості випадків при обмеженій взаємній розчинності міді і алюмінію надзвичайно важко уникнути утворення стійких інтерметалідних фаз, які мають високу твердість і крихкість. Для з'ясування хімічного складу цих сполук був використаний метод растрової електронної мікроскопії. При проведенні кількісного аналізу хімічного складу металу зварного з'єднання було виявлено підвищений (до 2,5 %) вміст алюмінію. З робіт Агаркова В.Я. та інших авторів [5, 6] відомо, що подальше збільшення вмісту алюмінію знижує міцність металу шва. Були проведені технологічні заходи по зменшенню масової частки алюмінію в зварному з'єднанні шляхом зменшення з 0,1 до 0,05 мм товщини легуючої вставки. Повторний аналіз хімічного складу потовщених границь зерен показав вміст алюмінію на рівні 0,56...0,77 % (рис. 4, б). Мікротріщин, розташованих по межах зерен, також не було виявлено.

Вочевидь, що змінюючи масову частку алюмінію в литій зоні шва, можливо управляти параметрами первинної структури, і, як наслідок, кінцевої мікроструктури металу шва. Застосування при ЕПЗ міді вставок з титанового сплаву ВТ1-0 також істотно вплинуло на структуру і твердість отриманих швів. Структура шва складається зі світлої матриці і великої кількості дисперсних виділень (рис. 4, в). Кількість виділень в центрі шва більша, ніж у лінії сплавлення. Матриця являє собою твердий розчин на основі міді, а дисперсні виділення, можливо, титаніти міді. На зразках зі вставкою з титану ВТ1-0 хімічним аналізом (растрова електронна мікроскопія) показано, що елементний склад по глибині зварного шва не змінюється, також як і при легуванні алюмінієм. Метал шва містить 0,89...1,23 % Ti (решта – мідь).

Відзначається збільшення мікротвердості в корені шва в порівнянні з його середньою частиною. На всіх зварених з використанням легуючих вставок зразках підвищується твердість металу шва. Ширина ділянок знеміцнення не має помітного розвитку. Слід зазначити, що перепад по твердості в характерних зонах як для дугового, так і для електронно-променевого швів сумірний, чого не можна сказати про їх ширину (рис. 5).

Випробування на статичний розтяг зразків Мі-12 при температурі +20 °С підтвердили, що наявність в стикі легуючих вставок з АД-0 і ВТ1-0 не погіршує рівень конструктивної міцності, типовий для з'єднань, отриманих на міді М1 за допомогою ЕПЗ. Значення тимчасового опору і межі плинності зварних з'єднань та основного металу незначно відрізняються один від одного. Більш високі значення межі міцності на відрив модифікованого титаном зварного з'єднання можуть бути пояснені ступенем подрібнення і однорідністю зерна в литій зоні, а також відсутністю дефектів. Випробування металу зварних з'єднань на ударну в'язкість також не виявили суттєвих погіршень механічних властивостей металу шва і ЗТВ у порівнянні з основним металом (рис. 6).

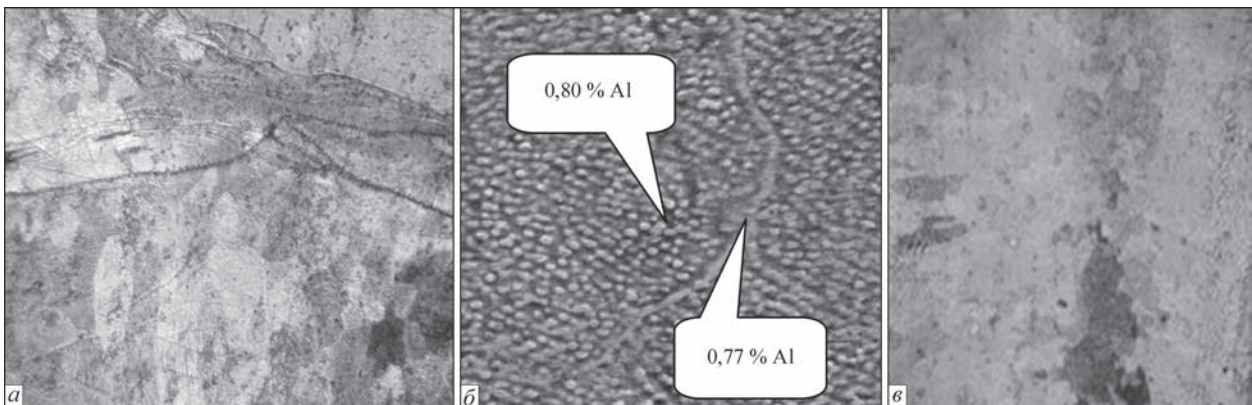


Рис. 4. Мікроструктура зварного з'єднання, отриманого ЕПЗ на міді М1 зі вставкою АД-0: а – корінь шва ( $\times 400$ ); б – середня частина шва ( $\times 2020$ ); в – ВТ1-0, верхня частина шва ( $\times 100$ )

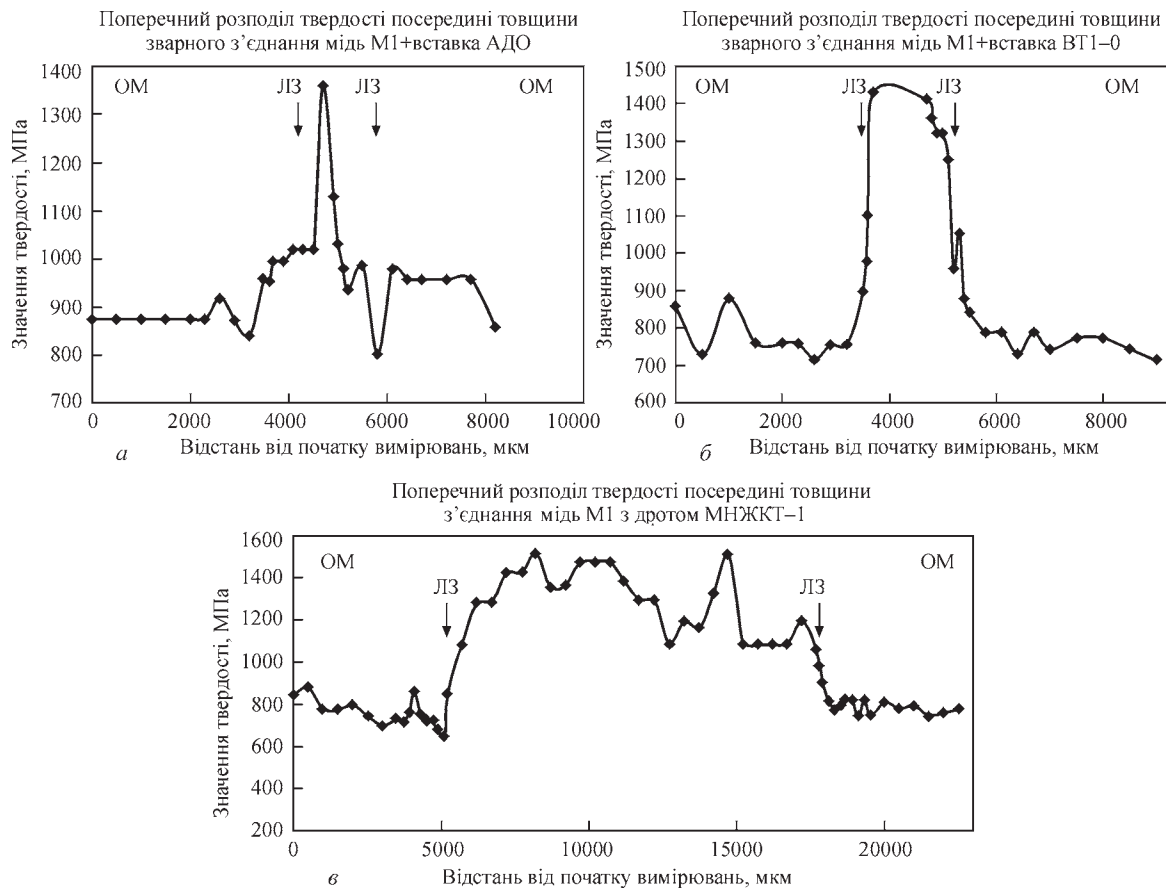


Рис. 5. Порівняльні показники розмірів і рівня мікротвердості: а, б – електронно-променеві шви; в – аргонодуговий шов

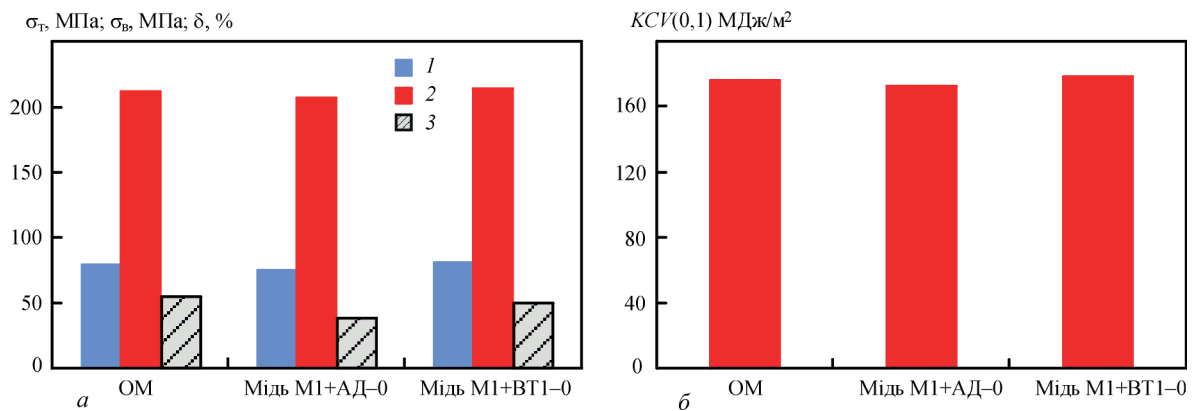


Рис. 6. Випробування зварних з'єднань і основного металу: а – статичний розтяг (Мі-12); 1 –  $\sigma_t$ , 2 –  $\sigma_b$ , 3 –  $\delta$ ; б – ударний вигин (Мі-50)

Фрактографічний аналіз проводився з використанням растрового електронного мікроскопа (РЕМ). В районі дефектів, розташованих на границі сплавлення, характер зламу змішаний зі ступенями відколів і виривів по межах зерен і з комбінацією мікропор («ямкового» рельєфу) і гребенів вузького відриву (рис. 7, а, б). Поверхня зламу має в'язкий характер руйнування протяжністю 100...150 мкм з ямками різних розмірів (1...15 мкм). Усередині ямок видно частинки, на яких виникли пори (рис. 7, в). На зразках, легованих алюмінієм, детальні дослідження показали, що в зламі зразків є ділянки, зруйновані за механізмом, що відрізняється більш низькою енерго-

ємністю руйнування в порівнянні з в'язким. Саме останній є причиною деякого зниження межі міцності металу шва в порівнянні з межею міцності основного металу. Дія титану більш збалансовано впливає на структуру металу шва при його модифікуванні, сприяє формуванню більш однорідної дрібнокристалічної структури і переносить місце руйнування при статичному навантаженні зразків в основний метал. Вид зламі ударних зразків, легованих титаном, характеризується в'язким внутрішньозеренним руйнуванням на ділянці магістрального розвитку тріщини (рис. 7, г). Зменшення розмірів зерен обмежує мікротріщину ефективними бар'єрами – межами зерен і криста-

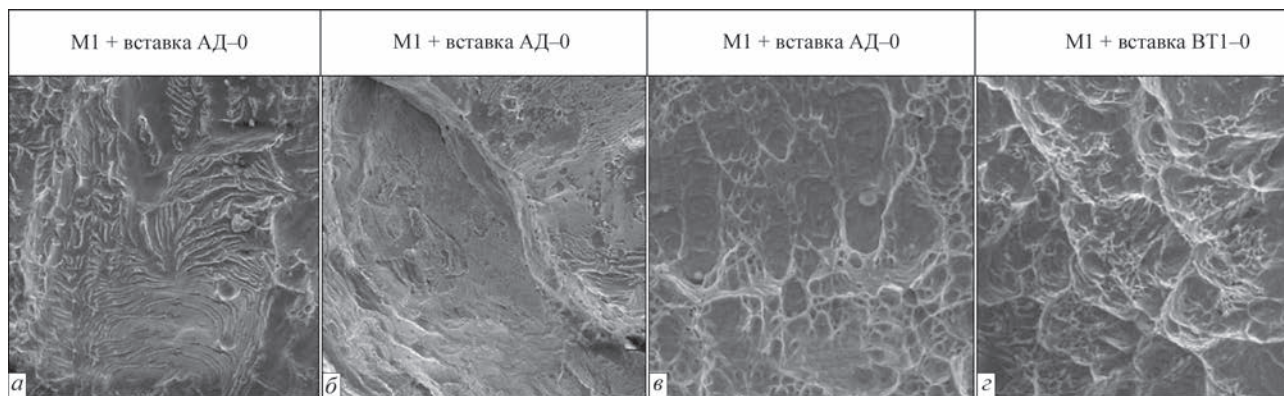


Рис. 7. Мікрофрактографії фрагментів зламів в різних зонах зварного з'єднання, РЕМ: *a* – зона магістрального розвитку тріщин Mi-50 ( $\times 300$ ); *б* – центр зразка Mi-12 ( $\times 300$ ); *в* – зона магістрального розвитку тріщин Mi-50 ( $\times 2020$ ); *з* – зона магістрального розвитку тріщин Mi-50 ( $\times 500$ )

літів. Внаслідок цього мікротріщина, що зародилася, залишається в межах докритичних розмірів або змінює свій напрямок при подальшому поширенні під впливом зовнішніх сил. Таким чином, результатами роботи показана можливість застосування фрактографічного аналізу всіх зон зварного з'єднання як одного з інструментів комплексного аналізу їх якості та міцності.

Підвищення міцності та зниження ступеня знеміцнення швів і зварних з'єднань можна пояснити подрібненням структури швів при зварюванні з вставками титану і алюмінію. Вид зламу по пришовній зоні і по основному металу практично ідентичний, що свідчить про плавний перехід від зони перегріву до основного металу через неявно виражену зону термічного впливу.

Вивчення реальних умов експлуатації фурми для кисневого дуття показує, що в її головній частині, що знаходиться поблизу реакційних зон конвертора з температурою 2700...2900 °С, виникають великі термічні напруги, викликані нерівномірністю нагріву різних ділянок вузла. Сопла головки інтенсивно охолоджуються водою та киснем, а наконечник фурми, навпаки, нагрівається тепловим випромінюванням ванни рідкого металу. Саме термічні напруги поряд з механічними навантаженнями (реакція віддачі витікаючих з сопел головки струменів кисню) викликають руйнування зварних швів, що з'єднують сопла з наконечником. Тому для збільшення терміну служби головок фурм необхідно максимально знизити градієнт температури між соплами та наконечником. Останнє можливо в разі, якщо метал шва буде близький по теплопровідності до основного металу.

Спільно з фахівцями Інституту надтвердих матеріалів ім. В.М. Бакуля НАН України була розроблена методика досліджень теплопровідності зон зварних з'єднань, отриманих на міді M1 методами АрДЗ та ЕПЗ з застосуванням легуючих вставок та конструкція циліндричного зразка для проведення вимірювань.

При проведенні вимірювань теплопровідності металів був застосований відносний (порівняльний) метод, який базуються на тому, що однакова кількість тепла проходить крізь зразок з вже відомою теплопровідністю (еталонний), розташований послідовно із досліджуванним зразком. Тепловий потік розраховується за градієнтом температур на еталонному зразку [11]. Як правило, в лабораторному спеціалізованому обладнанні використовується схема з двома еталонними зразками, яка наведена на рис. 8.

Між зразком, теплопровідність якого треба визначити (3), та джерелом тепла (1) розміщують еталонний зразок з відомою теплопровідністю (2). З іншого боку вимірюваного зразка розміщений другий еталонний зразок (4), що знаходиться у контакті з холодильником (5). Похибка вимірювань буде тим менша, чим краще контакт між контактуючими поверхнями. За допомогою чотирьох термопар, під'єднаних до еталонного зразку та зразків, що вимірюються, здійснюють вимірювання температур.

Для мінімізації контактної опору на всі поверхні еталонів та зразка нанесено спеціальний термоінтерфейс (металевий сплав на основі галію), який при кімнатній температурі

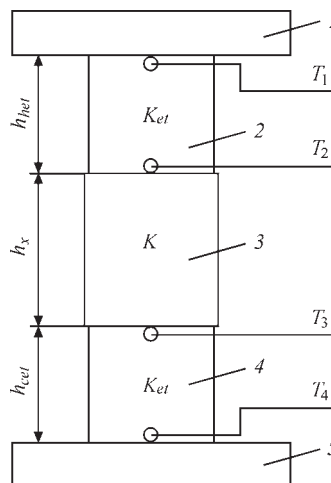


Рис. 8. Схема вимірювання теплопровідності з двома еталонними зразками (опис 1–5 див. у тексті)



знаходиться у стані в'язкої рідини (пасти), яка змочує контактні поверхні. Системою комп'ютерного моніторингу в режимі реального часу фіксуються показники чотирьох термопар. Перша термопара розташована в тонкому пазі на верхній поверхні гарячого еталона безпосередньо під нагрівачем. Друга термопара розташована в тонкому пазі на нижній поверхні гарячого еталона. Середнє арифметичне значення показів першої та другої термопар є температурою гарячого еталона. Третя та четверта термопар зафіксовані відповідно в пазах на верхній та нижній поверхнях холодного еталона. Як і у попередньому випадку, середнє арифметичне їх показів є температурою холодного еталона. Середнє значення показників другої та третьої термопар визначає температуру вимірюваного зразка. При визначенні теплопровідності досліджуваного зразка температура нагрівача не перевищує 30 °С. Формула для коефіцієнту теплопровідності  $K_x$  зразка висотою  $h_x$  та площею поперечного перерізу  $S_x$  враховує наявність обох еталонів і покази чотирьох термопар:

$$K_x = \frac{K_{et} S_{et} h_x}{2 S_x (T_2 - T_3)} \left( \frac{T_1 - T_2}{h_{het}} - \frac{T_3 - T_4}{h_{cet}} \right),$$

де  $h_{het}$  та  $h_{cet}$  – висота відповідно гарячого і холодного еталонів;  $S_{et}$  – площа їх поперечного перерізу;  $K_{et}$  – коефіцієнт теплопровідності матеріалу еталона.

Вимірювання відбувається після виходу вимірної системи на стаціонарний режим, значення коефіцієнта теплопровідності зразка усереднюється по чотирьом дослідим. Під час пробних тестувань установки та методики на еталонних зразках з відомим коефіцієнтом теплопровідності відносна похибка вимірювань не перевищувала 5 %.

Результати вимірювань коефіцієнта теплопровідності зразків міді М1 з різними типами зварних з'єднань за вказаною вище формулою наведено в таблиці.

Отримані результати вимірювань були використані при комп'ютерному моделюванні температурного поля, що виникає в зоні зварного з'єднання в умовах експлуатації мідних фурм. Результати обчислень перепаду температури в серединній лінії шва та на периферії розрахункової області показали значну перевагу з'єднань, отриманих ЕПЗ з легуванням алюмінієм АД-0 з точки зору макси-

**Значення коефіцієнтів теплопровідності металу зварного шва**

Метод зварювання	$K_x$ , Вт/(м·К)
Матеріал корпусу фурми М1	420,53
АрДЗ з присадним дротом МНЖКТ5-1	181,78
ЕПЗ з легуючою вставкою з алюмінієвого сплаву АД-0 товщиною 0,05 мм	366,60
ЕПЗ з легуючою вставкою з титанового сплаву ВТ1-0 товщиною 0,05 мм	197,98
Примітки. Матеріал корпусу фурми М1; $h_{зразка}$ – 10 мм; $d_{зразка}$ – $10^{+0,1}_{-0}$ мм.	

мального зниження градієнту температури між соплами та наконечником реальної фурми.

## Висновки

1. Результати проведених металографічних досліджень засвідчили перспективність використання легуючих вставок при виробництві деталей мідних частин фурм за допомогою ЕПЗ.

2. Механічні випробування та фактографічний аналіз зварних з'єднань підтвердили, що наявність в стику вставок АД-0 і ВТ1-0 не погіршує рівень конструктивної міцності, типовий для електроно-променевих з'єднань, отриманих на міді М1.

3. У кореневій частині отриманих швів відзначається хімічна неоднорідність, притаманна ЕПЗ з некрізним проплавленням. Для виведення можливих кореневих дефектів шва із зони дії експлуатаційних навантажень в конструкції мідних фурм виправдане застосування «замкового» з'єднання.

4. Поряд з позитивним ефектом від введення ВТ1-0 (значним зниженням рівня пористості при високих механічних показниках) рекомендувати його в якості легуючого елемента при ЕПЗ складових частин фурм неприйнятно через невисокий коефіцієнт теплопровідності металу зварного шва, сумірний за величиною з аргонодуговим швом (присадний дріт МНЖКТ5-1).

## Список літератури

1. Назаренко О.К., Кайдалов А.А., Ковбасенко С.Н. и др. (1987) *Электронно-лучевая сварка*. Киев, Наукова думка.
2. Агарков В.Я., Трофимова К.Г. (1983) Пористость сварных швов при электронно-лучевой сварке меди. *Технология, организация труда, производства и управления. Сер. Технология, организация и механизация механосборочного и сварочного производства*, **12**, 1–4.
3. Назаренко О.К., Агарков В.Я., Иконников В.И. (1986) Влияние способа обработки кромок на образование пор в шве при электронно-лучевой сварке. *Автоматическая сварка*, **2**, 21–25.
4. Агарков В.Я. (1982) Пористость в электронно-лучевых сварных швах (Обзор). *Там же*, **2**, 63–68.
5. Илюшенко В.М., Лукьянченко Е.П. (2013) *Сварка и наплавка меди и сплавов на ее основе*. Киев, Международная Ассоциация «Сварка».
6. Зареченский А.В., Агарков В.Я., Колечко А.А. и др. (1980) Электронно-лучевая сварка головок фурм кислородного конвертора. *Автоматическая сварка*, **10**, 68–69.
7. Stummer, M., Stütz, M., Aumayr, A., Enzinger, N. (2018) Electron beam welding of copper using plasma spraying for filler metal deposition. *Welding in the World*, **62**, 1341–1350. <https://link.springer.com/article/10.1007/s40194-018-0637-z>
8. Enzinger, N., Loidolt, P., Wiednig, C. et al. (2017) Electron beam welding of thick-walled copper components. *Science and Technology of Welding and Joining*, **22**, 127–132. DOI: <https://doi.org/10.1080/13621718.2016.1204516>
9. Kanigalpula, P.K.C., Jayapura, S., Pratihari, D.K., Jha, M.N. (2018) Experimental investigations, input-output modeling, and optimization of spiking phenomenon in electron beam welding of ETP copper plates. *Measurement*, **129**, 302–318. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.measurement.2018.07.040>
10. Kanigalpula, P.K.C., Chatterjee, A., Pratihari, D.K. et al. (2015) Effects of Electron Beam Welding on Microstructure, Microhardness, and Electrical Conductivity of Cu–Cr–Zr Alloy Plates. *J. of Materials Engineering and Performance*, **24**, 4681–4690. <https://link.springer.com/article/10.1007/s11665-015-1790-9>
11. Волков Д.П., Кораблев В.А., Заричняк Ю.П. (2006) *Методические указания к лабораторным работам по курсу «Теплофизические свойства веществ»*. СПб, ГУ ИТМО.

12. (1986) *Теория сварочных процессов*. Фролов В.В. (ред.). Москва, Машиностроение.

## References

1. Nazarenko, O.K., Kajdalov, A.A., Kovbasenko, S.N. et al. (1987) *Electron beam welding*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
2. Agarkov, V.Ya., Trofimova, K.G. (1983) Porosity of welds in electron beam welding of copper. In: Technology, organization of labour, production and monitoring. *Ser.: Tekhnologiya, Organizatsiya i Mekhanizatsiya Mekhanosborozhnogo i Svarozhnogo Proizvodstva*, **12**, 1–4 [in Russian].
3. Nazarenko, O.K., Agarkov, V.Ya., Ikonnikov, V.I. (1986) Influence of method of edge preparation on pore formation in weld during electron beam welding. *Avtomatich. Svarka*, **2**, 21–25 [in Russian].
4. Agarkov, V.Ya. (1982) Porosity in electron beam welds (Review). *Ibid.*, **2**, 63–68 [in Russian].
5. Ilyushenko, V.M., Lukyanchenko, E.P. (2013) *Welding and surfacing of copper and alloys on its base*. Kiev, IAW [in Russian].
6. Zarechensky, A.V., Agarkov, V.Ya., Kolehko, A.A. et al. (1980) Electron beam welding of tops of lances of oxygen-blown vessel. *Avtomatich. Svarka*, **10**, 68–69 [in Russian].
7. Stummer, M., Stütz, M., Aumayr, A., Enzinger, N. (2018) Electron beam welding of copper using plasma spraying for filler metal deposition. *Welding in the World*, **62**, 1341–1350. <https://link.springer.com/article/10.1007/s40194-018-0637-z>
8. Enzinger, N., Loidolt, P., Wiednig, C. et al. (2017) Electron beam welding of thick-walled copper components. *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, **22**, 2, 127–132. DOI: <https://doi.org/10.1080/13621718.2016.1204516>
9. Kanigalpula, P.K.C., Jaypuria, S., Pratihari, D.K., Jha, M.N. (2018) Experimental investigations, input-output modeling, and optimization of spiking phenomenon in electron beam welding of ETP copper plates. *Measurement*, **129**, 302–318. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.measurement.2018.07.040>
10. Kanigalpula, P.K.C., Chatterjee, A., Pratihari, D.K. et al. (2015) Effects of electron beam welding on microstructure, microhardness, and electrical conductivity of Cu–Cr–Zr alloy plates. *J. of Mater. Eng. and Performance*, **24**, 4681–4690. <https://link.springer.com/article/10.1007/s11665-015-1790-9>
11. Volkov, D.P., Korablev, V.A., Zarichnyak, Yu.P. (2006) *Study guides for laboratory works on course "Thermophysical properties of substances"*. St.-Petersburg, GU ITMO [in Russian].
12. (1986) *Theory of welding processes*. Ed. by V.V. Frolov. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].

## INVESTIGATION OF STRUCTURE, MECHANICAL AND THERMOPHYSICAL PROPERTIES OF ELECTRON BEAM MODIFIED WELDS ON COPPER PARTS OF TUYERES

V.M. Nesterenkov<sup>1</sup>, V.I. Zagornikov<sup>1</sup>, Yu.V. Orsa<sup>1</sup>, S.D. Zabolotny<sup>2</sup>, A.S. Belyaev<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup> V.M. Bakul Institute for Superhard Materials of the NAS of Ukraine, 2, Avtozavodskaya str., 04074, Kiev, Ukraine.

E-mail: [alcon@ism.kiev.ua](mailto:alcon@ism.kiev.ua)

The study of real operating conditions of the tuyere for oxygen blasting shows that in its head part, located near reaction zones of the converter, large thermal stresses arise caused by non-uniform heating of different parts of the unit. The nozzles of the head are intensively cooled by water and oxygen, and the tip of the tuyere, on the contrary, is heated by thermal radiation of the liquid metal pool. Namely, thermal stresses along with mechanical loads (reaction of the return effect from oxygen jets flowing from the nozzles) cause premature destruction of the welds joining the tuyere nozzles with its tip. The need in developing electron beam welding of components of copper tuyeres is predetermined by disadvantages of using the traditional method of their welding – argon-arc method, which does not provide satisfactory properties of welded joints and their stability during operation of a product. The use of electron beam welding in the manufacture of tuyere heads for oxygen blasting allows increasing their service characteristics by alloying welding pool with the elements, having a deoxidizing effect on liquid copper. At the same time in order to increase the service life of tuyere heads it is necessary to reduce the level of thermal stresses in them. The latter becomes possible if the weld metal in terms of thermal conductivity is as close as possible to the base metal. The paper presents the results of mechanical tests of electron beam welded joints produced on M1 copper using different alloying inserts. On the basis of studies of microstructure and character of fractures of the modified electron beam welds, the influence of alloying inserts on their operational properties was established. Together with the specialists from the V. Bakul Institute for Superhard Materials of the NAS of Ukraine, a procedure for conducting investigations on thermal conductivity of welded joints was developed and measurements of thermal conductivity coefficients for the joints produced on M1 copper by AAW and EBW methods using alloying inserts was performed. Computer simulation of the temperature field arising in the areas of welded joints in the conditions of operation of copper tuyeres was also performed. 12 Ref., 1 Tabl., 8 Fig.

**Keywords:** electron beam welding, weld modification using alloying inserts, metallographic and factual examinations, thermal conductivity, porosity

Надійшла до редакції 15.02.2021

### II МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ

## НЕРУЙНІВНИЙ КОНТРОЛЬ та МОНІТОРИНГ ТЕХНІЧНОГО СТАНУ

6–10 вересня 2021 р.

Одеса, Аркадія, готель «Аркадія»

Генеральний спонсор  
ПрАТ «УкрНДІНК»



Офіційний спонсор  
ТОВ «НВФ «Діагностичні  
прилади»



### ОРГАНІЗАТОР КОНФЕРЕНЦІЇ

Міжнародна Асоціація «Зварювання»  
вул. Казимира Малевича 11, м. Київ, 03150  
тел. +38 (044) 200-82-77, (050) 352-73-50  
[journal@paton.kiev.ua](mailto:journal@paton.kiev.ua)  
[posypaiko.yurii@gmail.com](mailto:posypaiko.yurii@gmail.com)  
<http://pwi-scientists.com/ukr/nktd2021>

# ВИСОКОЕФЕКТИВНІ ДЖЕРЕЛА ДЛЯ ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ НА ОСНОВІ ЄМНІСНИХ НАКОПИЧУВАЧІВ ЕЛЕКТРИЧНОЇ ЕНЕРГІЇ

О.Є. Коротинський, М.І. Скопюк, І.В. Вертецька

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

Запропоновано новий клас високоефективного зварювального обладнання для дугового зварювання, що ґрунтується на широкому використанні ємнісних накопичувачів енергії, в якості яких застосовуються високоемні конденсатори з подвійним електричним шаром. У статті досліджено структури джерел, в основу яких покладені принципи комутаційно-модуляційного перетворення зварювального струму. Детально проаналізовано процедури перетворення сигналів в запропонованих джерелах, ґрунтованих на методі переносу заряду. Проведено аналіз динамічних характеристик даного типу джерел, а також отримані основні рівняння, що описують різні типи ємнісних перетворювачів зварювального струму. Бібліогр. 13, табл. 1, рис. 4.

*Ключові слова:* дугове зварювання, ємнісний накопичувач енергії, конденсатор з подвійним електричним шаром, метод переносу заряду, топологічні структури джерел, конвертор понижуючого типу

Сучасні підходи в проєктуванні зварювальних джерел живлення ґрунтуються на виконанні таких вимог до їх параметрів: висока енергоефективність перетворення зварювального струму, необхідний рівень експлуатаційної надійності, підвищена питома потужність, що генерується (визначається по відношенню до ваги або об'єму), коефіцієнт потужності не менше 0,9, високі динамічні параметри в режимі стабілізації струму / напруги. Природно, що задовольнити зазначеним вище вимогам можуть тільки високочастотні зварювальні перетворювачі [1]. Але перехід до перетворення енергії зварювального струму на високій частоті гостро ставить питання електромагнітної сумісності (ЕМС) [2]. Задоволення всіх цих вимог призводить до додаткових витрат апаратних засобів, які в деякій мірі знижують економічну ефективність високочастотного зварювального обладнання.

В основному сучасні зварювальні інвертори виконуються за схемою подвійного перетворення, коли мережева напруга випрямляється, згладжується ємнісним фільтром, а потім подається на вхід блоку DC/DC-перетворювача. В якості останнього в основному використовуються три типи схем: повномостовий, напівмостовий інвертори, а найчастіше в джерелах до 200 А – однотактний мостовий інвертор, який часто називають в технічній літературі «косий» міст (КМ). Перспективність цієї структури зварювального інвертора безсумнівна. Саме тому її подальшому дослідженню та вдосконаленню присвячений ряд робіт [3], спрямованих на пошуки нових схемотехнічних рішень, а також на підвищення параметрів енергоефективності. Особливий інтерес серед робіт цього напрямку викликає здвоєний КМ [4], що конку-

рує за техніко-економічними показниками навіть з мостовими конверторами з фазовим керуванням.

Важливу роль в зварювальних інверторах грають динамічні параметри силових ключів, які в основному визначають втрати на перемикання. Саме ці втрати і обмежують частоту перемикання, для підвищення якої необхідно застосовувати резонансні або «м'яко» комутовані технології [5].

Одним із шляхів підвищення енергоефективності інверторного зварювального обладнання є усунення фільтруючого конденсатора великої ємності в ланцюзі випрямляча і перехід від подвійного перетворення енергії до безпосереднього. Як показано [6], якщо виключити функцію випрямлення вхідної напруги, то можна отримати високі параметри коефіцієнта корисної дії (ККД) і коефіцієнта потужності (КП) зварювального інвертора. Проте позбутися низькочастотного трансформатора не вдасться. А це веде до погіршення масогабаритних параметрів пристрою.

Автори роботи [7] показали, що усунення цього недоліку можливе шляхом переходу до джерел з трифазним входом. Тут реалізується принцип прямого перетворення трифазної напруги промислової частоти в високочастотну напругу, яка потім перетвориться аналогічно тому, як це здійснюється в схемах класичних зварювальних інверторів. Проте тут виникають додаткові труднощі, пов'язані з необхідністю обов'язкового застосування дво-спрямованих ключів. А це призводить до подвоєння числа комутуючих елементів і схем управління ними, що в кінці-кінців знижує економічні показники таких джерел.

Ще одним напрямком у створенні високоефективного зварювального обладнання є резонансні



технології [8]. Вони ґрунтуються на широкому застосуванні різних типів індуктивно-ємнісних перетворювачів (ІСП), схемотехніка яких базується на широкій гамі елементів силової електроніки. Це можуть бути просто резонансні LC-контури [9], індукони [10], що працюють в широкому діапазоні частот. Також необхідно відзначити високо-частотні зварювальні перетворювачі, виконані на основі штучних довгих ліній (ШДЛ) [11], в яких досягається ККД до 90 %.

Незважаючи на таку велику кількість технічних рішень в області перетворювачів зварювального струму, пошуки нових методів побудови джерел тривають. Одним з перспективних напрямків є створення джерел, в яких індуктивні накопичувачі енергії замінюються ємнісними. Природно, що проста заміна тут неможлива – необхідна розробка нових схемних рішень, які б дозволили в повній мірі використовувати функціональні мож-

ливості ємнісних накопичувачів енергії (ЄНЕ). Цей клас безіндуктивних перетворювачів повинен мати наступні властивості:

- змінювати полярність вхідної напруги;
- підвищувати або знижувати його рівень у відповідності до заданого коефіцієнта перетворення;
- здійснювати при необхідності режим гальванічної розв'язки.

Всі ці процедури можуть бути реалізовані в комутаційно-модуляційних пристроях, коли накопичений заряд відповідно до визначеного законом перетворення (інвертування, підсумовування, множення і т. д.) передається від одного конденсатора до іншого. Тому такий тип джерел можна назвати перетворювачами з перенесенням заряду (ППЗ). Успішність їх практичної реалізації в першу чергу пов'язана з досягненнями в області створення потужних накопичувачів електричної

Номер	Схеми комутаційно-модуляційних перетворювачів	Часові діаграми
1		
2		
3		
4		

1 – комутаційно-модуляційний перетворювач (КМП) на основі класичної схеми «літаючого» конденсатора; 2 – КМП на основі схеми двотактного «літаючого» конденсатора; 3 – КМП в режимі подвоєння напруги; 4 – КМП в режимі формування змінної напруги.

енергії – суперконденсаторів (СК) [12], що відрізняються високою добротністю. Це забезпечує їх підвищену енергоефективність. У зв'язку з цим питання застосування ємнісних накопичувачів при створенні джерел для дугового зварювання є безумовно актуальними.

До теперішнього часу СК в зварюванні використовувались виключно для імпульсних технологій: точкове контактне зварювання, приварювання шпильок, пресове зварювання магнітною дугою [13] і т. п. Тут функціонально СК використовувався для формування в одноразовому циклі зварювання потужного імпульсу струму в діапазоні 0,5...10 кА. Досвіду застосування СК в безперервних режимах дугового зварювання в даний час немає. Пропонована робота є першою спробою реалізації цієї ідеї стосовно до процесів дугового зварювання.

Розглянемо деякі з можливих варіантів схем ППЗ, наведених в таблиці, на основі яких можна проєктувати обладнання для дугового зварювання. Схема 1 являє собою перетворювач типу «літаючого» конденсатора, де накопичувальний конденсатор [14], попередньо заряджений до напруги  $U_3$ , розряджається за допомогою ключа  $K$  на конденсатор  $C_0$ . Останній використовується в якості джерела живлення навантаження  $Z_n$ . Як випливає з тимчасової діаграми, напруга на навантаженні  $U_n$  є пульсаціями, рівень яких визначається частотою тактового генератора (ТГ).

Суттєво знизити їх величину можна, застосувавши схему 2, яка є двотактним «літаючим» конденсатором. У цій схемі зарядно-розрядні процеси відбуваються в протифазі. Тому величина пульсацій напруги на навантаженні може бути легко знижена до 1 %. Однак платою за це буде установка додаткового накопичувача  $C_{n2}$ .

Перетворювач, виконаний у відповідності до схеми 3, забезпечує режим подвоєння напруги на навантаженні. Це відбувається наступним чином: в першому такті (ключі  $K1, K2$  – замкнуті, а  $K3, K4$  – розімкнуті) відбувається заряд  $C_{n1}$  до напруги  $U_3$ . Потім у другому такті (ключі  $K1, K2$  – розімкнуті, а  $K3, K4$  – замкнуті) напруга переноситься на накопичувач  $C_n$  зі зміною полярності. Оскільки пристрій виконаний таким чином, що цю напругу і  $U_3$  підсумовують, то на навантаженні буде діяти подвійна напруга ( $U_n = 2U_3$ ). Неважко бачити, що пристрій, виконаний за цією схемою, доцільно використовувати для створення акумуляторних зварювальних джерел. Особливо це перспективно для військових транспортних систем, де застосовуються акумуляторні батареї на 24 В.

Схему 4 може бути рекомендовано для створення на її основі зварювальних джерел змінного струму. До її складу входять два зарядних

пристрої, які формують рівні за амплітудою, але протилежні за знаком напруги  $U_{31}$  і  $U_{32}$ , два накопичувача  $C_{n1}$  і  $C_{n2}$ , а також два ключі  $K1, K2$ , які вмикаються в протифазі. При замкненому ключі  $K1$  формується позитивна напівхвиля, а при замкненому ключі  $K2$  – негативна. Відмінною особливістю таких формувачів є те, що абсолютно не змінюючи елементи схеми можна в широких межах регулювати частоту напруги, що живить дугу.

Структурно-функціональна схема джерела з накопичувачем енергії на СК наведена на рис. 1, а. Він складається з мережевого фільтра (МФ), основним призначенням якого є зниження рівня перешкод, що генеруються в мережу. Вихід МФ підключено до зарядного пристрою (ЗП), в якості якого може бути використаний будь-який тип перетворювача постійного струму, а також автономні живлячі пристрої, такі, як акумулятори, маховикові накопичувачі, міні-електростанції і т. п. Напруга з виходу ЗП далі подається на КМП, до складу якого входить еквалайзер. Його основне призначення – оптимізація заряду елементів ЄНЕ. Комутаційний блок (КБ) здійснює необхідні процедури перетворення енергетичного потоку відповідно до алгоритмів, які задаються контролером. Отримана таким чином напруга подається на вхід формувача зварювального струму (ФЗС), що забезпечує необхідну для обраного способу зварювання вольт-амперну характеристику (ВАХ).

Приклад практичної реалізації описаного підходу в створенні зварювального джерела наведено на рис. 1, б. У цьому пристрої в якості КМП використовується схема 1 (режим «літаючого» конденсатора), яка виконана на ключі  $K$  і накопичувальному конденсаторі  $C_n$ . Потім накопичений на ньому заряд частково передається конденсатору  $C_0$ , що входить до складу ФЗС, який виконаний на базі конвертора понижуючого типу (КПТ), що

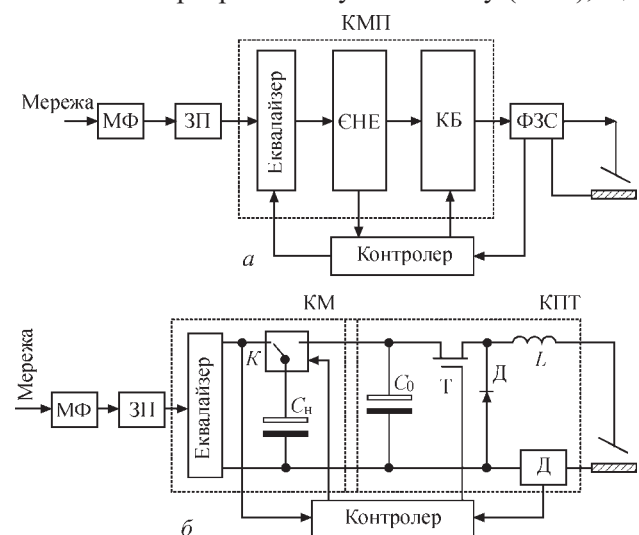


Рис. 1. Структурна схема джерела, що реалізує метод переносу заряду (а), приклад схемної реалізації джерела на базі «літаючого» конденсатора і КМП (б)

є, як відомо, одним з найбільш енергоефективних вузлів в області силової перетворювальної техніки.

Формування необхідної ВАХ відповідно до обраного способу зварювання здійснюється за рахунок дії ланцюга зворотного зв'язку, що задається сигналами датчика струму (ДС). В результаті дії цих сигналів синхронно формуються дві команди управління, які визначають часові режими роботи ключа  $K$  і транзисторного комутатора (ТК) конвертора.

Досить перспективним є використання КМП для створення акумуляторних зварювальних джерел. Один з можливих варіантів такого пристрою наведено на рис. 2.

Процедурно перетворення енергетичного потоку відбувається в наступному порядку. У першому циклі за допомогою замкнутих ключів  $K1$  і  $K2$  накопичувач  $C_{н1}$  заряджається від акумуляторної батареї (АБ). Потім у другій фазі ключі  $K1$  і  $K2$  розмикаються і замикаються ключі  $K3$  і  $K4$ . При цьому частина заряду передається накопичувачу  $C_{н2}$ , заряджаючи його до напруги АБ, але зворотної полярності. В результаті цього ця напруга сумується з напругою АБ і ми отримуємо його подвійне значення. При використанні акумулятора з  $U = 24$  В повна напруга, що діє на накопичувачі  $C_0$ , складає 48 В. Цього цілком достатньо для живлення конвертора КППТ, який входить в блок ФЗС. Всі описані процедури перетворення зварювального струму реалізуються блоком управління комутацією (БУК) ключів, що входять до складу КМП, а також комутатора КППТ.

Перевагою такої схеми акумуляторного джерела в порівнянні з відомими [15] є те, що завдяки ключовій розв'язці ланцюга АБ і зварювального конту-

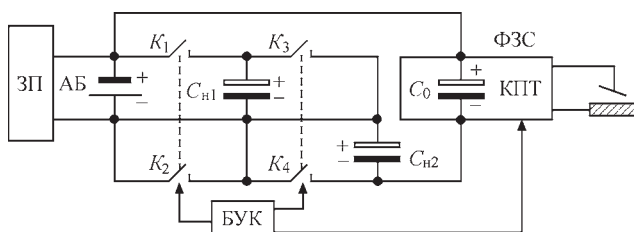


Рис. 2. Акумуляторне джерело живлення

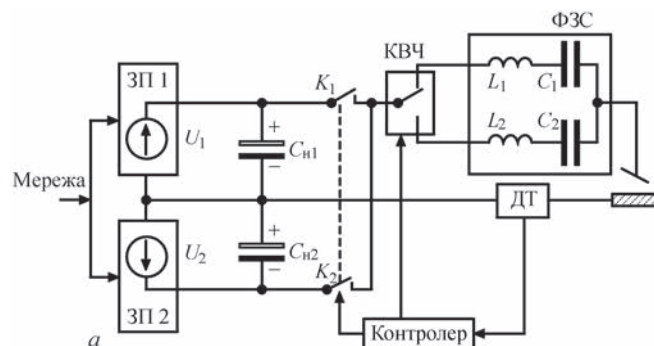


Рис. 3. Структурна схема джерела змінного струму (а), осцилограма напруги (1) і струму (2) (б)

ру, струми короткого замикання в дузі не призводять до деградації акумулятора, що мало місце при прямому його включенні в зварювальний ланцюг.

Ще одним цікавим технічним рішенням в цьому класі пристроїв є джерело змінного струму для дугового зварювання, в якому достатньо просто змінювати частоту в вельми широкому діапазоні. І що найважливіше, тут можна застосувати режим частотної модуляції (ЧМ) зварювального струму, що практично неможливо реалізувати в класичних схемах джерел. Тому і технологічні властивості, пов'язані з таким режимом ЧС, не досліджувалися раніше.

Структурна схема такого джерела наведена на рис. 3, а. Вона складається з двох зарядних пристроїв ЗП1 і ЗП2, які формують напругу позитивної і негативної полярності  $U_1$  і  $U_2$ . Тому накопичувачі  $C_{н1}$  і  $C_{н2}$  знаходяться в режимі безперервного заряду. Напруга на них періодично підключається до ФЗС, що представляє собою індуктивно-ємнісний перетворювач (послідовний резонансний контур), який, як відомо [8], забезпечує високу стабільність горіння зварювальної дуги.

Частота зварювального струму визначається комутатором вибору частоти (КВЧ). Залежно від різного налаштування контуру  $L_1$ ,  $C_1$  або  $L_2$ ,  $C_2$  вона задається програмно контролером, який управляє режимами комутації ключів  $K1$ ,  $K2$  і КВЧ. Результати експериментів перевірки джерела в режимі  $f = 1,41$  кГц наведені на рис. 3, б. Крива 1 – напруга на дузі, крива 2 – зварювальний струм, амплітуда якого  $I_{тзв} = 180$  А.

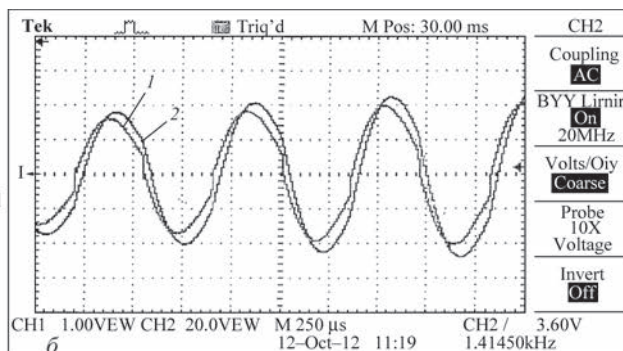
Розглянемо енергетичні питання, які мають місце при проектуванні джерел з ППЗ. Будемо припускати, що стан схеми перед замиканням ключа  $K$  (рис. 4, а) наступний:  $C_{н1}$  і  $C_0$  заряджені. Причому  $U_m > U_p$ . Тоді в момент включення можна записати:

$$U_m = I(t)r + U. \quad (1)$$

Якщо перейти до зарядової форми, то (1) можна представити у вигляді:

$$-\frac{q_n}{C_n} + \frac{q_0}{C_0} + I(t)r = 0, \quad (2)$$

де  $I(t)$  – сила струму в ланцюгу;  $q_n$  і  $q_0$  – заряди накопичувачів  $C_n$  і  $C_0$ .





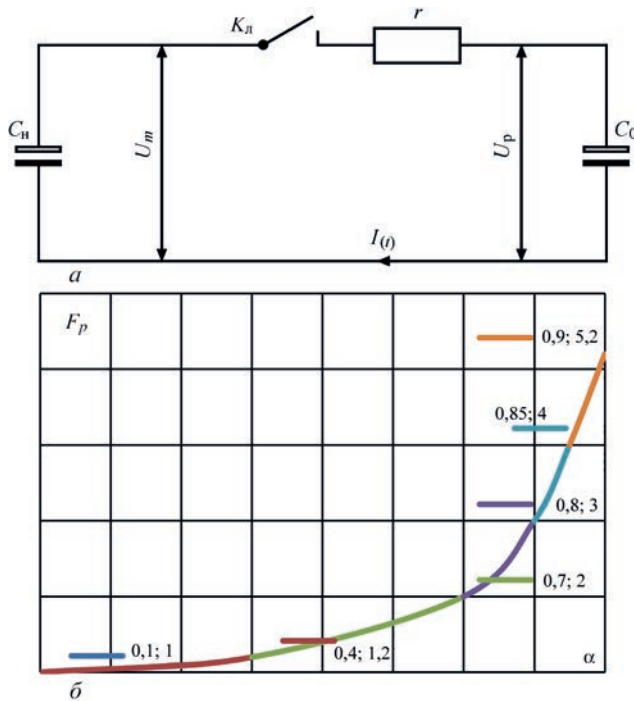


Рис. 4. Схема розряду накопичувача (а) і функція розряду  $F_p$  (б)

Якщо (2) про диференціювати в часі, отримаємо:

$$-\frac{1}{C_n} \frac{dq_n}{dt} + \frac{1}{C_0} \frac{dq_0}{dt} + r \frac{dI(t)}{dt} = 0. \quad (3)$$

Враховуючи те, що з урахуванням закону збереження заряду струм в контурі дорівнює:

$$I(t) = -\frac{1}{C_n} \frac{dq_n}{dt} = \frac{1}{C_0} \frac{dq_0}{dt},$$

(3) можна представити у вигляді:

$$\left( \frac{1}{C_n} + \frac{1}{C_0} \right) I(t) + r \frac{dI(t)}{dt} = 0. \quad (4)$$

Як відомо з [16], розв'язком рівняння (4) буде функція

$$I(t) = I(0) \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right), \quad (5)$$

де  $I(t)$  – струм в момент включення;  $\tau = r \frac{C_n C_0}{C_n + C_0}$

– постійна часу ланцюга розряду.

Якщо визначити  $I(t)$  за початковими значеннями  $U_m(0)$  і  $U_p(0)$ , то можна записати:

$$I(t) = \frac{U_m(0) - U_p(0)}{R} \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right). \quad (6)$$

Як ми домовились,  $U_m > U_p$ , тому рівняння розряду  $C_n$  і заряду  $C_0$  в часі можна представити наступними рівняннями:

$$\begin{aligned} U_m(t) &= U_m(0) - \frac{1}{C_n} \int_0^t I(t) dt = \\ &= U_m(0) - \frac{I(0)}{C_n} \int_0^t \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right) dt. \end{aligned} \quad (7)$$

С урахуванням того, що

$$I(0) = \frac{[U_m(0) - U_p(0)]}{R},$$

$$U_m(t) = U_m(0) - \frac{[U_m(0) - U_p(0)] C_0}{C_n + C_0} \left[ 1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right) \right] \quad (8)$$

аналогічно можна представити вираз для напруги на  $C_0$  –  $U_p(t)$

$$U_p(t) = U_p(0) - \frac{[U_m(0) - U_p(0)] C_0}{C_n + C_0} \left[ 1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right) \right]. \quad (9)$$

Наведені формули (6–9) повністю описують процеси переносу заряду в джерелах з КМП.

Подальша передача енергії в навантаження (дугу) відбувається переносом заряду, який формується накопичувачем  $C_0$  протягом деякого проміжку часу  $\Delta t$ . В термінах потужності це можна описати наступною формулою:

$$\Delta P(t) = \frac{C_0}{2} (U_1^2 - U_2^2), \quad (10)$$

де  $U_1$  і  $U_2$  – напруга зарядженого і частково розрядженого  $C_0$ .

Позначимо  $U_2 = \alpha U_1$ , де  $\alpha$  – коефіцієнт, що характеризує ступінь розряду накопичувача  $C_0$ . Тоді (10) можна представити таким виразом:

$$\Delta P(t) = \frac{C_0}{2} U_1^2 (1 - \alpha^2). \quad (11)$$

З (11) можна визначити величину ємності накопичувача  $C_0$ :

$$C_0 = \frac{2\Delta P(t)}{U_1^2} \frac{1}{1 - \alpha^2} = \frac{2\Delta P(t)}{U_1^2} F_p, \quad (12)$$

де  $F_p = \frac{1}{1 - \alpha^2}$  – будемо називати функцією розряду. Вона описує ступінь переносу заряду в зварювальний ланцюг. Її графік наведено на рис 4, б. Використовуючи формулу (12), можна визначити ємність накопичувача для заданої потужності джерела зварювального струму.

Щоб функціонально зв'язати всі процеси, які мають місце в джерелах з перенесенням заряду, скористаємося наступними міркуваннями. Як відомо, з одного боку заряд можна представити формулою  $q = C_n U$ , з іншого боку  $q = It$ , отже:

$$C_n U = It. \quad (13)$$

Якщо припустити, що процес перетворення енергетичного потоку відбувається кожен період, тобто  $t = 1/f$ , то (13) можна перетворити до виду:

$$\frac{I}{UC_n f} = 1. \quad (14)$$

Вираз (14) описує основні закономірності, які мають місце в даному класі джерел для дугового зварювання. Воно пов'язує електричні ( $U$ ,  $I$ ), ча-

сові ( $t$ ) характеристики з ємністю накопичувача ( $C_{\Pi}$ ), і може слугувати базою для розрахунку параметрів ППЗ.

Надалі розрахунки, проведені відповідно до (14), будуть адаптовані для різних топологічних структур інверторних перетворювачів зварювального струму, в яких доцільно використовувати ємнісні накопичувачі для реалізації методу переносу заряду. Особливо, на нашу думку, такий підхід перспективний для розрахунків конверторів понижуючого типу.

## Висновки

Запропоновано нові топологічні структури джерел живлення для дугового зварювання, виконані на основі ємнісних накопичувачів енергії.

Використовуючи методи теорії комутаційно-модуляційних перетворювачів, проведено теоретичне обґрунтування роботи цього класу джерел, а також отримані основні аналітичні вирази, що описують роботу таких структур.

На основі запропонованих підходів створено і експериментально досліджено робочий макет джерела змінного струму, що забезпечує широкий діапазон частот регулювання вихідної напруги.

Показано, що підвищення енергоефективності даного класу обладнання досягається за рахунок високої добротності ємнісних накопичувачів енергії, виконаних на основі конденсаторів з подвійним електричним шаром.

## Список літератури

1. Лебедев В.К. (1995) Тенденции развития источников питания для дуговой сварки. *Автоматическая сварка*, **5**, 3–6.
2. Пентегов И.В., Рымар С.В., Жерносеков А.М., Сидоренко В.Н. (2012) Электромагнитная совместимость источников питания сварочной дуги. *Электротехника и электромеханика*, **3**, 34–38.
3. Борисов Д.А. (2010) *Динамические процессы в источнике питания для сварки на переменном токе высокой частоты*: автореф. дис. ... канд. техн. наук, Саратов.
4. Патон Б.С., Коротинский О.Е., Скопюк М.И., Драченко М.П. (2009) Гибридный пристрій для перетворення енергії постійного струму на вході в енергію постійного струму на виході. Україна Пат. № 41218, Бюл. № 9.
5. Рудык С.Д., Турчанинов В.Е., Флоренцев С.Н. (1999) Мощный однотактный преобразователь постоянного напряжения с «мягкой» коммутацией силового ключа. *Электротехника*, **4**, 55–58.
6. Рудык С.Д., Турчанинов В.Е., Флоренцев С.Н. (1998) Перспективные источники сварочного тока. *Электротехника*, **7**, 8–13.
7. Бурлака В.В., Гуликов В.В. (2012) Трехфазный инверторный источник питания с непосредственным преобразованием и повышенным коэффициентом мощности. *Автоматическая сварка*, **7**, 44–46.
8. Коротинский А.Е. (2007) *Высокоэффективные источники для дуговой сварки на основе индуктивно-емкостных преобразователей*: автореф. дис. ... докт. техн. наук, Киев.
9. Лебедев В.К., Коротинский А.Е. (1994) Дуга переменного тока в цепи с последовательно соединенными индуктивностью и емкостью. *Автоматическая сварка*, **12**, 47–48.
10. Милых А.Н., Волков И.В. (1974) *Системы неизменного тока на основе индуктивно-емкостных преобразователей*. Киев, Наукова думка.

11. Korotynsky A.E. (1999) Peculiarities of operation of high – frequency welding inverters on the basis of an artificial long line. *The Paton Welding J.*, **1**, 76–77.
12. Марк Геббиа (2013) Двойственная природа суперконденсаторов. *Электронные компоненты*, **6**, 104–107.
13. Коротинский А. Е., Драченко Н. П., Шапка В. А. (2014) Особенности применения суперконденсаторов в устройствах для импульсных технологий сварки. *Автоматическая сварка*, **9**, 36–40.
14. Коротинский А. Е. (2002) Состояние, тенденции и перспективы развития высокочастотных сварочных преобразователей (Обзор). *Автоматическая сварка*, **7**, 50–62.
15. Патон Б.Е., Дудко Д.А., Коротинский А.Е., Кистерская Л.Д. *Автоматическое устройство для дуговой сварки*. Украина Пат. № 23804 А. Оpubл. 31.08.98; Бюл. № 4.
16. Пентегов И.В. (1982) *Основы теории зарядных цепей емкостных накопителей энергии*. Киев, Наукова думка.

## References

1. Lebedev, V.K. (1995) Trends of development of power sources for arc welding. *Avtomatich. Svarka*, **5**, 3–6 [in Russian].
2. Pentegov, I.V., Rymar, S.V., Zhernosekov, A.M., Sidorets, V.N. (2012) Electromagnetic compatibility of power sources of welding arc. *Elektrotehnika i Elektromechanika*, **3**, 34–38 [in Russian].
3. Borisov, D.A. (2010) *Dynamic processes in power sources for welding at high-frequency alternating current welding*. In: Syn. of Thesis for Cand. of Tech. Sci. Degree. Saratov [in Russian].
4. Paton, B.E., Korotynsky, O.E., Skopyuk, M.I., Drachenko, M.P. (2009) *Hybrid device for conversion of dc energy at input to ac energy at output*. Ukraine Pat. 41218 [in Ukrainian].
5. Rudyk, S.D., Turchaninov, V.E., Florentsev, S.N. (1999) High-power single-step converter of dc voltage with “soft” commutation of power key. *Elektrotehnika*, **4**, 55–58 [in Russian].
6. Rudyk, S.D., Turchaninov, V.E., Florentsev, S.N. (1998) Prospective welding current sources. *Ibid.*, **7**, 8–13 [in Russian].
7. Burlaka, V.V., Gulikov, V.V. (2012) Three-phase inverter power source with direct conversion and increased power factor. *The Paton Welding J.*, **7**, 35–37.
8. Korotynsky, A.E. (2007) *High-efficient power sources for arc welding based on inductance-capacitance converters*. In: Syn. of Thesis for Dr. of Tech. Sci. Degree. Kiev [in Russian].
9. Lebedev, V.K., Korotynsky, A.E. (1994) Ac arc in the circuit with inductance and capacitance connected in series. *Avtomatich. Svarka*, **12**, 47–48 [in Russian].
10. Milyakh, A.N., Volkov, I.V. (1974) *Constant current systems based on inductance-capacitance converters*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
11. Korotynsky, A.E. (1999) Peculiarities of operation of high-frequency welding inverters on the basis of an artificial long line. *Avtomatich. Svarka*, **1**, 76–77.
12. Mark Gebbia (2013) Dual nature of supercapacitors. *Elektronnye Komponenty*, **6**, 104–107.
13. Korotynsky, A.E., Drachenko, N.P., Shapka, V.A. (2014) Peculiarities of application of supercapacitors in devices for pulse welding technologies. *The Paton Welding J.*, **9**, 34–38.
14. Korotynsky, A.E. (2002) State-of-the-art, tendencies and prospects of development of high-frequency welding converters (Review). *Ibid.*, **7**, 44–50.
15. Paton, B.E., Dudko, D.A., Korotynsky, A.E., Kisterskaya, L.D. *Autonomous device for arc welding*. Ukraine Pat. 23804 A. Publ. 31.08.98 [in Russian].
16. Pentegov, I.V. (1982) *Fundamentals of theory of charging circuits of capacitive energy storage*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].

# HIGH-EFFICIENT SOURCES FOR ARC WELDING BASED ON CAPACITIVE ENERGY STORAGE SYSTEMS

O.E. Korotynskyi, M.I. Skopyuk, I.V. Vertetska

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

A new class of high-efficient arc welding equipment is proposed, which is based on wide application of capacitive energy storage systems, in which high-capacity capacitors with a double electric layer are used as such storages. The paper is a study of the structure of sources, which are based on switching-modulation conversion of welding current. Procedures of signal conversion in the proposed sources, using the charge transfer method are analyzed in detail. Analysis of dynamic characteristics of this type of sources was performed, and basic equations were derived, which characterize different types of capacitive welding current converters. 13 Ref., 1 Tabl., 4 Fig.

**Keywords:** arc welding, capacitive energy storage system, double electric layer capacitor, charge transfer method, topological structures of the sources, step-down type converter

Надійшла до редакції 12.02.2021

## ЗИМОВИЙ З'ЇЗД МІЖНАРОДНОГО ІНСТИТУТУ ЗВАРЮВАННЯ

Щорічний проміжний зимовий з'їзд Міжнародного інституту зварювання у поточному році через пандемію коронавірусної хвороби (**COVID-19**), спричиненої SARS-CoV-2, проходив у дистанційному режимі. Через зміну режиму роботи подія у порівнянні з попередніми роками тривала довше – майже 2 тижні замість звичних п'яти днів.

Традиційно взимку проходять збори частини робочих груп і комісій, що входять в Міжнародну комісію з акредитації (IAB) і Ради з технічного менеджменту (TMB), а саме: групи А (Навчання і кваліфікація) і В (Акредитація) IAB, загальних зборів членів IAB, комісії C-XIV (Освіта), CV (Контроль і забезпечення якості в зварюванні), групи WG-RA (регіональна діяльність) і WG-STAND (стандарти) та ін. Однак у зв'язку із майже повним переходом робочих груп до роботи онлайн (без потреби переїзду) комісії та робочі групи у 2020 р. перешли на дистанційну роботу, тому потреба підлаштовувати засідання підрозділів TMB та IAB відпала. Організацію заходу взяв на себе об'єднаний секретаріат IIW та EWF (Португалія), а засідання стосувались тільки підрозділів, пов'язаних із навчанням, атестацією та сертифікацією персоналу та виробництва.

Активну участь у роботі IAB беруть представники навчальних і атестаційних закладів, а також центрів по сертифікації з різних країн. В рамках роботи комітету пройшли засідання робочих груп А «Освіта, навчання та кваліфікація» і В «Акредитація», в ході яких обговорювалися питання перегляду програм підготовки персоналу різних рівнів, вимог до кандидатів на навчання та викладачам. Також були заслухані результати перевірок, проведених за останні півроку командою аудиторів під керівництвом Т. Джессопа (Великобританія). Було проведено збори, присвячені особливостям роботи гармонізованої бази – інтернет-ресурсу з наборами питань для проведення письмових іспитів. На сьогоднішній день використання бази обов'язково тільки для атестації Міжнародних зварників і координаторів зварювальних робіт, проте в подальшому планується проведення таких іспитів для всіх категорій персоналу. Це забезпечить гармонізацію не тільки навчального процесу, а й самої процедури атестації. Вимоги до наборів питань зафіксовані

в керівних документах МІЗ і враховують не тільки тривалість іспиту і зазначені в навчальній програмі очікувані результати, а й співвідношення навчальних годин по тому чи іншому поділу з кількістю і рівнем складності питань, що до нього відносяться. В даний час йдуть роботи по гармонізації не тільки теоретичної частини іспиту, але і практичної. Так, наприклад, розроблені і найближчим часом будуть виготовлені пластикові зразки для інспекторів. У розробці і налагодженню бази беруть активну участь представники України, що неодноразово було відзначено керівниками робочих груп.

Найбільші зміни найближчим часом очікують навчальні та атестаційні центри, які працюють з персоналом із забезпечення якості (інспекторами). Окрім повної зміни структури модулів програми навчання (відтепер теми не повторюються у різних рівнях), заплановано повну гармонізацію атестації із проведенням теоретичних іспитів онлайн, а практичних — із застосуванням гармонізованого комплексу зразків та документів. Наразі відповідна робоча група активно працює над розробкою комплектів.

Додатково IAB звертає особливу увагу на забезпечення доступу до кваліфікацій МІЗ, зокрема, для людей, які мають досвід роботи у галузі, в якій вони бажають атестуватись. Наразі паралельно іде робота із розробки процедури допуску до фінальних іспитів координаторів зварювальних робіт та зварювальників, причому у випадку зварювальників навчання стане доступним навіть для тих, хто в силу тих чи інших обставин не може підтвердити досвід роботи.

Цьогорічна 74-та Асамблея Міжнародного інституту зварювання і міжнародна конференція також пройдуть у дистанційному режимі. Їх заплановано на період 7–21 липня 2021 р. Темою конференції оголошено штучний інтелект та інновації у зварюванні. Наразі організатори працюють над тим, щоб додатково провести соціальні заходи (також онлайн). Зверніть увагу, що у поточному році вартість участі залежить від того, скільки засідань підрозділів інституту планує відвідати учасник.

*Ресстрація на участь в асамблеї та конференції вже доступна на сайті <https://iiw2021.com/>.*



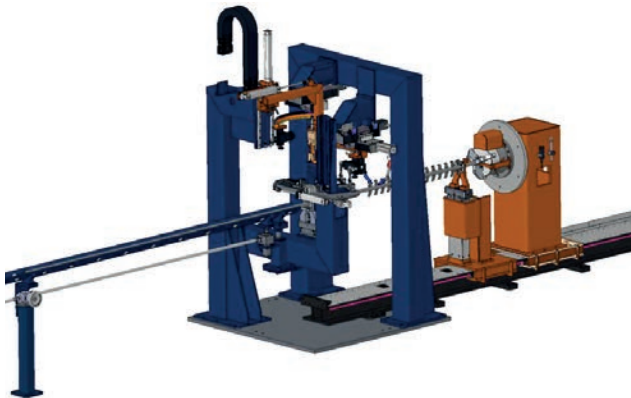
## ВИСОКОПРОДУКТИВНЕ ЗВАРЮВАННЯ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА КОМПОНЕНТІВ ЕЛЕКТРОСТАНЦІЙ

### Високоякісне зварювання в рекордні терміни

Компанія Steinmüller Afrika (ПАР) займається виробництвом компонентів для електростанцій в м. Преторія. Унікальна автоматична зварювальна установка від компанії CLOOS виконує при цьому зварювання з високою ефективністю. У порівнянні з ручним зварюванням продуктивність зварювальної установки в 15 разів вище. Установка повинна була зварити на протязі багатьох років понад мільйон компонентів з постійно високою якістю при режимі роботи в кілька змін.

Після введення останнього вузла південно-африканської електростанції Медупи в експлуатацію це гігантське підприємство стало найбільшою вугільної електростанцією Африки. Проектна потужність 4800 МВт. Для її запуску необхідно було виготовити дванадцять гігантських котлів висотою близько 100 м і діаметрами в діапазоні від 20 до 30 м, а також величезну кількість інших компонентів, серед яких підвісні труби з 100000 так званих стабілізаторів на котел.

Для фахівців з гідроелектростанцій з майже 500 працівниками на території м. Преторія це означало, що необхідно приварити мільйон стабілізаторів (несучі листи для поверхні нагрівання у внутрішній частині котла) до їх підвісних труб. Пізніше в процесі експлуатації електростанції цим компонентам була відведена ключова роль, адже саме вони відповідають за надійну фіксацію всіх нагрівальних елементів, які знаходяться всередині парового котла. Щоб витримувати на цій ділянці необхідний температурний режим, фіксатори виконані у вигляді труб з привареними стабілізаторами. Тим самим, по-перше, гарантується охолодження, а по-друге, вдається уникнути надмірного утворення окалини.



3D-симуляція 20-метрової спеціальної зварювальної установки з зображенням стиснутою і частково звареною підвісної трубою

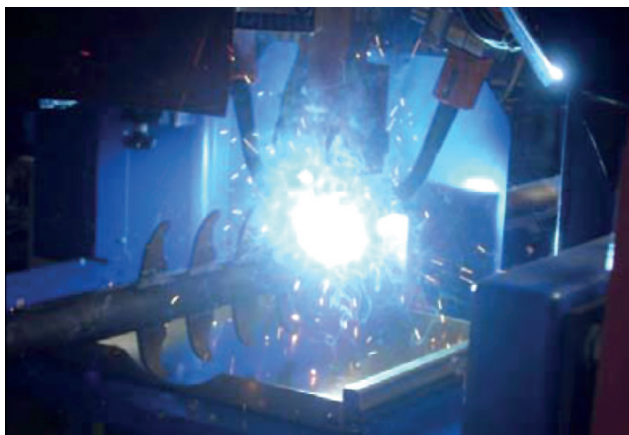
За 80 % всіх зварювальних робіт відповідала спеціальна установка компанії Carl Cloos Schweißtechnik ГмбХ з м. Хайгер, Німеччина – виробника стандартного зварювального устаткування і зварювальних роботизованих і автоматизованих систем.

У порівнянні з ручним зварюванням у автоматичного є вирішальні переваги. Установка від компанії CLOOS з двома одночасно працюючими зварювальними пальниками і двома джерелами зварювального струму дає незмінно високу якість зварних з'єднань без рихтування компонентів, дуже високу стабільність і, нарешті, що є вирішальним фактором для придбання та оптимізації установки, сенсаційно швидкий час зварювання. У порівнянні з ручним зварюванням спеціальна зварювальна установка за кількістю приварених стабілізаторів виконує роботу в 15 разів швидше, ніж досвідчені зварники.

Установка дуже проста в управлінні. Робочий встановлює підвісну трубу і запускає установку.



Орієнтація двох зварювальних пальників назустріч один одному



Два зварювальні пальники виробляють приварення стабілізатора до підвісної труби

Стабілізатори, які необхідно приварити, підводяться з накопичувача і точно позиціонуються за допомогою підйомно-транспортного вузла. Виїжджають обидва зварювальні пальники і процес зварювання починається. При цьому зварювання приварювальними швами непотрібно.

Щоб пізніше в котлі електростанції можна було впоратися з переважаючими температурами, підвісні труби виконані з відносно нового сорту сталі 7CrMoVTiB 10.10, стабілізатори в залежності від типу з 13CrMo4.5, X10CrAlSi7 або X10CrAlSi18. Але при роботі з цими теплостійкими сталями необхідно приділяти особливу увагу тепловкладенням.

З огляду на це обидва зварювальних шва одного стабілізатора починають варити на підвісній трубі одночасно, один зварювальний пальник починає зварювання спереду на правій стороні, в той час як другий починає роботу з приварення стабілізатора ззаду на лівій стороні.

На стабілізаторах проводиться зварювання швів довжиною близько 50 мм з використанням однодугового процесу MIG / MAG. Щоб контролювати тепловкладення зварювання в різних місцях виконується різними зварювальними параметрами: спочатку з невеликого зварювального струму, потім підвищеним і в кінці знову зменшеним. Все управління величиною зварювального струму здійснюється за допомогою комп'ютера через інноваційне джерело зварювального струму від компанії CLOOS, яке зарекомендувало себе з найкращого боку.

Після приварювання одного стабілізатора пальники від'їжджають трохи назад, труба автоматично повертається на 180 град, позиціонується і приварюється наступний стабілізатор. Після закінчення 25 хв. готова зварена підвісна труба залишає установку. Оскільки вузол захоплення і люнет можуть переміщатися завдяки вільному програмуванню, для різноманіття типорозмірів труб немає майже ніяких обмежень.



Установка виконує зварні шви високої якості

Установка успішно експлуатується з жовтня 2009 р. і завдяки високій швидкості зварювання і величезній продуктивності отримує звання кращого бренду в категорії ефективності та економічності.

На переконання Томаса Бартеля свою лепту в це внесла технічна підтримка від компанії CLOOS: «Завдяки високій компетенції своїх співробітників компанія CLOOS завжди могла надати нам достовірну і швидку підтримку за допомогою гарячої телефонної лінії».

Додатково установку можна дообладнати індуктивним вузлом попереднього нагріву, який перед безпосереднім процесом зварювання підігріває трубу до певної температури. Доповнення у вигляді автоматичного завантаження труби також передбачено в програмі в якості опції.

Перевага швів, отриманих в ході зварювання установкою полягає не тільки в очевидній економії часу, але і у відтвореній надійності технологічного процесу, завдяки якому від шва до шва зберігається стабільно висока якість. Відхилення за якістю, пов'язані з людським фактором, таким чином, повністю виключаються. Доопрацювання зварних швів обмежено швидше косметичними дрібницями.

У пульті управління установкою закладені відповідні програми для зварювальних процесів самих різних комбінацій підвісна труба – стабілізатор. Тут також збережені всі важливі параметри. Оператор лише вибирає відповідну програму. Щоб виключити помилки передбачено обслуговування з різними правами доступу. Таким чином, наприклад, доступ до програмування зварювальних параметрів захищений паролем, зміни можуть вносити тільки авторизовані експерти зі зварювання.

Гнучкість зварювальної установки в разі потреби можна ще підвищити шляхом внесення відповідних змін до програмного і апаратного забезпечення.

[www.smart2tech.ru](http://www.smart2tech.ru)



**Welding in the World, №2, 2021**

Volume 65, issue 2, February 2021

<https://link.springer.com/journal/40194/volumes-and-issues/65-2>

Журнал «Welding in the World» – оновлення у 2021 р. *John C. Lippold, Ing Thomas Böllinghaus, Américo Scotti*

Дослідження мікроструктури, механічних та корозійних властивостей зварних з'єднань сплава на основі нікелю alloy 625 з дуплексною нержавіючою сталлю UNS S32205 з різномірними зварними швами з використанням присадного металу ERNiCrMo-3. *M. Tümer, T. Mert, Tuba Karahan*

Застосування методології поверхневого відгуку для прогнозування міцності зварного шва в сталевому з'єднанні FSSWed TRIP. *Ali Ebrahimpour, Amir Mostafapour, Mohamad Reza Nakhaei*

Удосконалення та контроль процесу магнітоімпульсного зварювання різномірних металів. *J. Bellmann, S. Schettler, C. Leyens*

Проектування та оптимізація інтегрованої багатопарової котушки для зменшення енергії розряду при електромагнітному зварюванні за допомогою чисельних та експериментальних методів. *Mohsen Ayaz, Mehrdad Khandaei, Yaser Vahidshad*

Мікроструктура, механічні властивості та корозійна стійкість зварених способом STIR з'єднань товстих пластин із сплавів Mg-Al-Zn. *Fenjun Liu, Jianbo Liu, Yanxia Bai*

Поведінка зносу інструмента та вплив зносо-стійких покриттів під час тертя при точковому зварюванні алюмінієвих сплавів. *D. Lauterbach, D. Keil, K. Dilger*

Вплив пульсації струму на надвисокій частоті на фізичні аспекти дуги та її наслідки в морфоло-

гії зварних швів у процесі GTAW. *Tiago Vieira da Cunha, Carlos Enrique Niño Bohórquez*

Еволюційна поведінка лазерного зварювання в гібридній структурі між алюмінієвою піною з відкритими елементами та твердою алюмінієвою оболонкою. *Paiboon Wattanapornphan, Chakkrist Phongphisutthinan, Seiji Katayama*

Комплексна обробка стикових з'єднань для оцінки терміну служби в режимі низької втомлюваності. *Benjamin Möller*

Характеристика високоміцної сталі та загартованих сталей та їх з'єднань для конструкційних застосувань. *Martina Aguiari, Marco Palombo, Cesare Mario Rizzo*

Підвищення втомної міцності зварних з'єднань, виготовлених з SBHS700, за допомогою високо-частотної проковки. *Yuki Ono, Koji Kinoshita*

Вплив наповнювача Ni-B на дифузійну пайку нержавіючих сталей. *A. Ivannikov, M. Penyaz, O. Sevriukov*

Еволюція мікроструктури та механічних властивостей при скріпленні різномірної перекрідної рідкої фази GTD-111 та IN-718 за допомогою прошарку BNi-9 (AWS A5.8 / A5.8M). *Ali Izadi Ghahferokhi, Masoud Kasiri-Asgarani, Mahdi Rafiei*

Міжфазна мікроструктура та міцність на розрив з'єднання TiAl, паяного поліпшеним наповнювачем Ti-Zr-Cu-Ni. *Yongjuan Jing, Huaping Xiong, Xinyu Ren*

Пайка сталевих листів та оцинкованого алюмінію гібридною композитною ковкою. *T. Bick, K. Treutler, V. Wesling*

**Журнал «Welding in the World» у цифрах.**

У 2020 р. в 64-му томі журналу «Welding in the World» було опубліковано 179 робіт та понад 2100 сторінок фундаментальних та прикладних досліджень, пов'язаних із з'єднанням матеріалів та суміжними технологіями. У 2020 р. до журналу було подано понад 450 статей. Рівень прийнятності цих робіт становив 42%, а середній час прийняття рішення щодо публікації склав приблизно 50 днів. Кількість завантажень статей різко зросла у 2020 р. – до понад 150000, збільшившись на 39% з 2019 р. Також час від подання статті до її публікації в Інтернеті скоротився до 210 днів. Подальші вдосконалення передбачаються у 2021 р. з метою скорочення часу на публікацію в Інтернеті до 150 днів.

Починаючи з 2020 р., журнал «Welding in the World» збільшився до 12 номерів на рік, щоб вмістити велику кількість робіт, що подаються, і дозволити публікувати більше спеціальних номерів та тематичних збірників. Не-

зважаючи на проблеми, викликані скасуванням щорічної асамблеї Міжнародного Інституту зварювання в Сінгапурі та опорою на засідання віртуальних робочих підрозділів, подання доповідей до журналу залишалося значним, незважаючи на падіння рекомендованих робіт. Також у 2020 р. була введена спрощена система ключових слів, яка тепер тісніше пов'язана з профілями рецензентів у системі редакторського менеджера. Ця зміна полегшила присвоєння робіт найвідповіднішим рецензентам.

На даний момент Редакційна рада журналу складається з 39 членів і допомагає у попередньому відборі робіт та загальному виконанні процесу рецензування. Зараз існує близько 140 головних рецензентів журналу «Welding in the World». Збільшення в два рази за останні 5 років кількості щорічних публікацій вимагало величезних зусиль як з боку експертної комісії, так і з боку виробничого персоналу журналу.



## НАПІВАВТОМАТИЧНЕ MIG/MAG ЗВАРЮВАННЯ

Напівавтоматичне MIG/MAG зварювання це один з багатьох видів зварювання, який використовується на сьогоднішній день як у важкій промисловості, так і в гаражних умовах. Цей процес не такий складний, як TIG зварювання, щоб йому швидко навчитися. Проте для того, щоб отримати хороші результати, необхідно зосередитися на деяких аспектах MIG зварювання для виконання їх на практиці.

Є кілька факторів, які слід враховувати, коли мова йде про напівавтоматичне MIG/MAG зварювання. При цьому необхідно мати базові знання зварювання, щоб більше дізнатися чи зрозуміти особливості з'єднання деталі і використовувати їх на практиці.

Зварювання – це процес з'єднання двох або більше металевих предметів за допомогою розплавленої ванни, яка утворює зв'язок тільки при кристалізації, перед охолодженням. Концепція цього типу зварювання за великим рахунком здається простою. Але якщо не приділено належної уваги дотриманню необхідних умов, то, швидше за все, в кінцевому підсумку виходить виріб з дефектами і поганою якістю зварного шва.

Напівавтоматичне MIG/MAG зварювання є зварюванням в захисних газах GMAW, скорочено від Gas Metal Arc Welding. Воно може бути виконано як в напівавтоматичному, так і в автоматичному режимі. Це процес зварювання, в якому відбувається безперервна подача електродного дроту і захисного газу в зону зварювання через зварювальний пальник. Метою захисного газу є захист місця зварювання від зовнішнього середовища. Зварювання MIG – це скорочення від Metal Inert Gas і означає, що зварювання проходить в інертному газі. Зварювання MAG – відповідно Metal Active Gas, де захисним газом є активний газ.

**Важливість правильного вибору захисного газу для MIG/MAG зварювання.**

У процесі зварювання для того, щоб захистити зварювальний шов від впливу навколишнього повітря, а саме від азоту і кисню, потрібно обов'язково вводити газ. Попадання азоту і кисню в зону зварювання може привести до пористості, несплавлення, крихкості металу зварного шва і т. д. Ці дефекти – загальна проблема для всіх зварювальних процесів. На основі конкретного процесу зварювання і складу металу визначається захисний газ. Захисний газ для MIG зварювання складається з інертних газів, таких як аргон або гелій. Аргон є переважаючим для всіх видів зварювання внаслідок того, що в його середовищі можна зварювати практично будь-які метали.

Спочатку MIG зварювання використовувалося тільки для зварювання алюмінію. Для MIG зварювання алюмінію в якості захисного газу завжди використовується 100%-ий аргон. Тим не менш, у

другій половині XX століття MIG зварювання було також використано для зварювання інших металів і сплавів в основному за рахунок зниження часу зварювання, в порівнянні з іншими видами зварювання. В даний час це найбільш частий і бажаний зварювальний процес у багатьох галузях зварювального виробництва завдяки своїй універсальності, швидкості і відносній простоті в адаптації до процесів автоматизації зварювання і робототехніки.

Для зварювання сталі використання чистого аргону не вигідно, оскільки він забезпечує достатньо низьке проплавлення. Високе проплавлення при зварюванні сталі забезпечує використання вуглекислого газу. Але навіть при великому проплавленні і дешевизні цього газу в даний час зварювання у вуглекислому газі майже вже не використовують, тому що у вуглекислому газі відбувається велике розбризкування і утворення оксидів в зварювальному шві. Все частіше для зварювання сталі застосовують суміші газів – вуглекислого та аргону. Аргон запобігає надмірному утворенню оксиду, а вуглекислий газ дозволяє глибоке проплавлення. Чим більше вміст вуглекислого газу, тим більше розбризкування. Це відбувається, коли вміст вуглекислого газу більш ніж 20 % в суміші захисних газів. Зазвичай для зварювання сталі використовують суміш 82 % Ar/18 % CO<sub>2</sub>, а для зварювання нержавіючої сталі – суміш 98 % Ar/2% CO<sub>2</sub>.

Напівавтоматичне MIG/MAG зварювання має ряд переваг:

- високі швидкості зварювання;
- простота навчання техніці зварювання;
- можна робити довгі зварні шви без необхідності зупинятися і запалювати дугу знову;
- не потрібно очищення зварювального шва після зварювання.

**Оптимальні результати MIG/MAG зварювання.** Для отримання оптимальних результатів зварювання потрібна відповідна настройка зварювального апарату. Налаштування складається з трьох параметрів:

- напруга дуги;
- швидкість подачі дроту;
- витрата захисного газу.

В сучасних зварювальних напівавтоматах існує так званий синергетичний режим. Синергетичний режим – це коли настройка оптимальних параметрів зводиться до простого вибору зварювального матеріалу, товщини металу, типу і діаметра дроту і захисного газу. Всі інші необхідні параметри виставляються апаратом автоматично. Це робить зварювальний напівавтомат зручним у використанні і не вимагає додаткової кваліфікації зварника.

Сайт [www.smart2tech.ru](http://www.smart2tech.ru)

## ІНДУСТРІАЛЬНИЙ ПАРК «ПАТОН»

На сучасному етапі розвитку економіки України гостро стоять завдання підвищення ефективності українських виробничих підприємств, а також залучення інвестицій для забезпечення умов стабільного зростання. Одним з інструментів для вирішення цих завдань є створення та розвиток індустриальних парків – спеціальних територій з необхідною транспортно-інженерною інфраструктурою, а також спорудами (виробничі, складські, адміністративні та інші приміщення), які призначені для розміщення та обслуговування потреб різноманітних виробничих та інших підприємств. Користування спільною інфраструктурою, послугами керуючої компанії та можливості для кооперації з іншими учасниками парку дозволяють знизити адміністративні та інфраструктурні витрати, підвищуючи тим самим ефективність їх роботи та конкурентоздатність виготовленої продукції.

Створення індустриальних парків в Україні відкриває нові перспективи для регіонального розвитку, позитивно відображається на фінансовій діяльності вітчизняних промислових підприємств, дозволяє налагодити бізнесові зв'язки у ланцюгу «інвестор – органи місцевого самоврядування – бізнес».

Саме тому як у розвинених країнах світу, так і на пострадянському просторі можна спостерігати зростання кількості індустриальних парків, що можна пояснити як зростаючим попитом на високотехнологічну продукцію, так і активізацією інвестиційних процесів на ринку.

В Україні процес створення індустриальних парків регулюється Законом України «Про індустриальні парки» від 21 червня 2012 р.



Центральний корпус ДЗЗУ ім. Є.О. Патона

№ 5018-VI. Цей Закон визначає правові та організаційні засади створення і функціонування індустриальних парків на території України, з метою забезпечення економічного розвитку та підвищення конкурентоспроможності територій, активізації інвестиційної діяльності, створення нових робочих місць, розвитку сучасної виробничої та ринкової інфраструктури.

Керуючись вищенаведеними перевагами, наприкінці 2020 р. Дослідний завод зварювального устаткування Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона ініціював створення Індустриального парку «ПАТОН», який 24.12.2020 було включено до Реєстру індустриальних (промислових) парків. Новий індустриальний парк буде розміщуватися у Київській області, у Фастівському районі, поряд з смт. Глеваха.





*«Основною метою створення індустріального парку є розвиток виробництва зварювальної техніки та матеріалів, залучення інвестицій, необхідних для розвитку регіону, створення нових робочих місць, впровадження новітніх технологій у промисловому виробництві та посилення економічного розвитку території», – зазначив Голова правління ДЗЗУ ІЕЗ ім. Є.О. Патона Анатолій Степахно.*

Завдання, які поставили перед собою ініціатори створення Індустріального парку «ПАТОН» є доволі амбітними, зокрема, це створення сприятливих умов для започаткування та подальшого розвитку промислового виробництва; новітні підходи до виробництва, управління виробничим процесом, впровадження новітніх технологій; розвиток комунальної інфраструктури, збільшення енергетичних потужностей регіону; залучення в економіку регіону зовнішніх та внутрішніх інвестицій; наповнення державного та місцевих бюджетів; створення нових робочих місць, в т. ч. висококваліфікованих; сприяння розвитку середнього бізнесу; діяльність на міжнародному рівні; наповнення ринку національним високоякісним продуктом та збільшення експорту за межі країни.

Функціональним призначенням Індустріального парку «ПАТОН» є створення промислового виробництва сучасного високоякісного зварювального устаткування різного призначення та зварювальних матеріалів; виробництво упаковки різного призначення для провідних українських та іноземних підприємств; комплексні послуги зі складського зберігання товарів, логістики та ін.

Парк розміститься на площі в більш ніж 17 га, в 43-х кілометрах від столиці, поряд з міжнародною трасою Е95 у напрямку м. Одеса. Зручність розташування Індустріального парку «ПАТОН» зумовлена близькістю до столиці України (20 хв. на авто) та до основних транспортних артерій (міжнародна автомобільна траса та залізниця), митного терміналу (2,5 км) та міжнародних аеропортів (Київ – 27 км, Бориспіль – 59 км).

Проектом індустріального парку «ПАТОН» передбачено створення до 2 000 нових робочих

місць, побудову власних систем електро-, водопостачання та систем опалення, будівництво сучасних виробничих, офісних, складських приміщень та інших споруд.

Успішна реалізація проекту матиме позитивний вплив на економічний та соціальний розвиток прилеглих населених пунктів та Фастівського району Київської області в цілому – сприятиме інвестиційній активності як вітчизняних, так і зарубіжних підприємств, дозволить прискорити реалізацію стратегії імпортозаміщення, позитивно відобразиться на розвитку інфраструктурних об'єктів регіону, підвищить ефективність та узгодження зв'язків із місцевими органами влади, сприятиме зміцненню економічного потенціалу територіальних громад, забезпечить розвиток малого та середнього бізнесу, що, в свою чергу, збільшить кількість новостворених робочих місць із конкурентною заробітною платнею та високими стандартами соціальних гарантій.

*«Беззаперечною перевагою вітчизняного законодавства є той факт, що держава, фінансуючи розвиток інфраструктури таких індустріальних парків, може виступати для них як додаткове джерело інвестицій, знижуючи при цьому реальні витрати бізнесу, та сприяти створенню привабливого інвестиційного клімату як для вітчизняних, так і для зарубіжних інвесторів. Завдяки діючим в країні індустріальним паркам держава може впливати не тільки на відновлення конкурентоспроможності вітчизняних промислових підприємств, а й на вихід на глобальний інвестиційний ринок національної високотехнологічної продукції», – коментує можливості проекту Анатолій Степахно.*

Згідно даних Мінекономіки, станом на 28.12.2020 до Реєстру індустріальних (промислових) парків включено 45 індустріальних парків, з яких 23 вже мають керуючі компанії, а 10 парків залучили перших учасників. Такі дані свідчать про все ще ранню фазу розвитку такого інструменту розвитку економіки, як індустріальні парки в цілому, та про наявність великих перспектив у нових проектах цього напрямку.

Дослідний завод зварювального устаткування Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона – провідний виробник зварювального обладнання в Україні, а також є одним з лідерів ринку зварювального обладнання та матеріалів на території країн СНД. Завод було створено у 1959 р. в якості складової одиниці Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона. Станом на 2021 р. Завод серійно виготовляє широкий асортимент зварювального обладнання та матеріалів під торговою маркою ПАТОН™, які окрім України поставляються до більш ніж 30 країн по всьому світу.







## ТОВ «ТМ. ВЕЛТЕК» – ПРОВІДНИЙ ВИРОБНИК ПОРОШКОВИХ ДРОТІВ В УКРАЇНІ

За останні 20 років механізоване та автоматизоване зварювання порошковим дротом стало основною альтернативою ручному дуговому зварюванню штучними покритими електродами та механізованому зварюванню дротом суцільного перетину в захисних газах. Збільшення споживання зварювальних порошкових дротів в розвинених країнах обумовлено об'єктивними техніко-економічними перевагами, такими, як висока продуктивність, відмінні оперативні характеристики, стабільна якість і гарантовані механічні властивості швів при зварюванні сталей різного призначення. Узагальнені показники об'ємів виробництва і застосування зварювальних порошкових дротів оцінюються на рівні 11 % в країнах Західної Європи, 19 % в США, 27 % в Японії та 36 % в Республіці Корея. Основними галузями їх застосування є суднобудування, спорудження бурових платформ, виробництво конструкцій та будівництво мостів, виготовлення резервуарів і котлів, промислове і транспортне машинобудування.

Металургійні переваги порошкових дротів головним чином полягають в порівняно легкій та гнучкій адаптації властивостей дроту до складу і властивостей зварюваної сталі, в забезпеченні можливості управління тепловкладенням при зварюванні.

Технологічні переваги порошкових дротів забезпечуються високою стабільністю горіння дуги, малим розбризкуванням електродного металу, сприятливою формою швів при зварюванні в різних просторових положеннях.

### Приклади імпортозаміщення

Марка зварювального порошкового дроту ТОВ «ТМ. ВЕЛТЕК»	Закордонний аналог зварювального порошкового дроту
TMB-MK5	FILARC PZ6102 (ESAB) OK Tubrod 14.13 (ESAB) Outershild mc 710H
ППс-TMB7	FILARC PZ6113 (ESAB) OK Tubrod 15.14 (ESAB) Supercored 71 (HYUNDAI WELDING)

Техніко-економічні переваги застосування порошкових дротів головним чином полягають у високій продуктивності плавлення, яка обумовлена високою щільністю струму, а також додатковим присадним матеріалом сердечника (залізним порошком). Продуктивність плавлення порошкових дротів з металевим сердечником досягає 7,2...9,6 кг/год.

На даний час провідним виробником порошкових дротів в Україні є компанія ТОВ «ТМ. ВЕЛТЕК». Дякуючи інвестиціям в модернізацію і оновлення основних фондів, впровадження сучасних технологій і цілеспрямовану професійну підготовку кадрів підприємство вийшло на якісно новий рівень виробництва продукції. В даний момент потенціал підприємства дозволяє за широкою номенклатурою матеріалів повернути втрачені раніше Україною позиції на ринку зварювальних матеріалів і запропонувати вітчизняній промисловості за програмою імпортозаміщення високоякісні порошкові драти для зварювання і наплавлення, які не поступаються, а в ряді випадків перевершують іноземні аналоги.

Найбільш широко використовуються в промисловості України порошкові драти для зварювання в захисних газах металоконструкцій з маловуглецевих, вуглецевих, низьколегованих конструкційних і судових сталей. У зв'язку з тенденцією збільшення обсягу виробництва зварних металоконструкцій в промисловому і цивільному будівництві, мостобудуванні, в тому числі і в експортному варіанті, ТОВ «ТМ. ВЕЛТЕК» пропонує застосовувати в цих галузях дві нові марки дротів: TMB7-G (C1; M21)-1,2 (1,6) і TMB-MK5-G (M21)-1,2 (1,6), які в рамках імпортозаміщення дозволять суттєво змінити частку застосування імпортих аналогів.

З більш детальною інформацією про запропоновані матеріали можна ознайомитись за посиланнями:

<https://weldtech-group.com/rus/FCWw-TMW-mc5>

[https://weldtech-group.com/rus/PPc\\_TMV7](https://weldtech-group.com/rus/PPc_TMV7)



**ППс-TMB7**

ТУ У 19369185.008-96

EN ISO 17632 - A : T 42 4 P C 1 H5

EN ISO 17632 - A : T 42 4 P M21 1 H10

AWS A5.36 : E71T1-C1A4-CS2-H4

AWS A5.36 : E71T1-M21A4-CS2-H8

ГОСТ 26271-84



**TMB-MK5**

ТУ У 19369185.008-96

EN ISO 17632 - A : T 42 4 P C 1 H5

EN ISO 17632 - A : T 42 4 P M21 1 H10

AWS A5.36 : E71T1-C1A4-CS2-H4

AWS A5.36 : E71T1-M21A4-CS2-H8

ГОСТ 26271-84



## ПРИНЦИПИ ПІДБОРУ ОПТИЧНОЇ СИСТЕМИ СТЕЖЕННЯ ДЛЯ РЕАЛІЗАЦІЇ РІЗНИХ ВИРОБНИЧИХ ЗАВДАНЬ

На сучасному рівні науково-технічного і соціального прогресу основною формою зварювального виробництва стає комплексно автоматизоване і високо механізоване виробництво, не тільки масове, але і серійне. Будь-які неавтоматизовані операції зварювання слід розглядати як приватне, вимушене рішення, коли в конкретних умовах виробництва ще не виникли технічні та економічні передумови для автоматизації. Окремим випадком автоматизації є роботизація зварювальних процесів і операцій. Перевага роботизації – гнучкість (можливість переналагодження) комплексів і ліній, що важко досягти автоматизацією.

На відміну від автоматизованих ліній для зварювання, де коригування траєкторій виконується за участю оператора в режимі реального часу, в роботизованих лініях (далі РТК) коригування, при необхідності, має виконуватися в автоматичному режимі.

Більшість завдань не вимагає використання систем стеження для роботизованого зварювання. Такий підхід можливий при забезпеченні необхідної точності позиціонування деталей і зварних стиків. Це забезпечується точністю заготівельного виробництва, використанням складально-зварювальних кондукторів.

При неможливості організувати необхідну точність позиціонування зварних стиків виникає необхідність у використанні систем технічного зору, а точніше – систем пошуку.

**Принципи підбору систем стеження для роботизації зварювальних процесів.** Роботизовані системи Fanuc дають можливість використовувати безліч систем і алгоритмів стеження та пошуку деталей. У зварювальному виробництві найбільш застосовуваними є такі системи:

- тактильна система пошуку деталей TouchSensing;
- система стеження по силі струму TAST;
- лазерно-оптичні системи стеження на базі триангуляційних датчиків.

**Тактильна система пошуку TouchSensing.** Дозволяє виконувати пошук і виявлення кромки кутових з'єднань і з'єднань в напуск дотиком. Опція Fanuc TouchSensing виконує виявлення як окремих стиків, так і складання в цілому. Специалізоване зварювальне обладнання для роботизованого зварювання – **Kemppi Kemparc Pulse, Kemparc SYN** або **Kemppi A7 MIG**, при інтеграції до складу РТК **Fanuc**, за допомогою цифрових протоколів Ethernet / IP, дає можливість повноцінно використовувати функцію TouchSensing. При активації даної функції зварювальне джерело

подає на дріт або на сопло пальника (вибирається опційно) струм напругою від 50 до 200 В. В цей момент маніпулятор РТК виконує переміщення зварювального пальника на невеликих швидкостях до моменту дотику дроту або сопла пальника (опційно) з виробом. У момент зіткнення зварювальне джерело відключає подачу струму і дає відповідний сигнал контролеру РТК про виявлення. Контролер РТК зберігає координати точки дотику. Таким чином виконується пошук кромки зварних стиків.

*Особливості системи пошуку Fanuc TouchSensing:*

- відсутність необхідності в додатковому устаткуванні;
- простота використання;
- низька вартість програмного забезпечення;
- відсутність додаткових модулів на зварювальному пальнику, що в свою чергу не обмежує досяжність при зварюванні складних деталей і вузлів.

*Обмеження при використанні даної функції:*

- не може бути застосована для виявлення стикових з'єднань;
- не має можливості виконувати коригування під час зварювання;
- додаткові витрати часу на пошук і виявлення.

**Система відстеження по силі зварювального струму TAST.** Система **FANUC TAST** (Through Arc Seam Tracking) – система стеження, яку відносять до тактильних. Вона дозволяє виконувати відстеження стику і автоматичне коригування траєкторії в режимі реального часу. Застосовується для кутових, таврових і з'єднань внапуск, а також стикових з обробкою кромки. **FANUC TAST** працює при залученні зварювальних коливань. В протилежних точках (крайніх точках) зварювальних коливань контролер РТК виконує зчитування показань сили зварювального струму. Цифрове зварювальне джерело живлення **Kemppi Kemparc Pulse** або **Kemppi A7 MIG** передає на контролер РТК в режимі реального часу інформацію про силу зварювального струму і напругу.

При відхиленні фактичного положення стику від заздалегідь заданої траєкторії різниця показань сили струму в протилежних точках коливань буде збільшуватися. Система **Fanuc TAST** автоматично, в режимі реального часу, буде виконувати коригування траєкторії до моменту





зниження до нуля різниці показань сил струму в протилежних точках коливань.

Системи стеження TAST рекомендовано використовувати в парі з системою пошуку TouchSensing. Даний підхід дозволяє домогтися високої точності позиціонування маніпулятора РТК, одночасно низивши витрати часу на пошук з використанням системи TouchSensing.

*Відмінні риси системи стеження Fanuc TAST:*

- відсутність необхідності в додатковому устаткуванні;
- простота використання;
- низька вартість програмного забезпечення;
- відсутність додаткових модулів на зварювальному пальнику не обмежує досяжність при зварюванні складних деталей і вузлів;
- коригування траєкторії під час зварювання.

*Обмеження при використанні даної функції:*

- не може бути застосована для відстеження стикових з'єднань без обробки кромки;
- доступно лише при використанні зварювальних коливань;
- не може бути застосована при імпульсному зварюванні.

**Лазерно-оптична система стеження.** Лазерно-оптична система стеження (ЛОС) є найбільш універсальною, але одночасно і найбільш складною серед перерахованих систем стеження. Система ЛОС відноситься до безконтактних систем стеження, оскільки відсутній безпосередній контакт датчика і виробу, що зварюється.

Система лазерно-оптичного стеження дозволяє виконувати виявлення стиків і кромки зварювальних деталей перед зварюванням, а також виконувати відстеження траєкторії зварного стику в режимі реального часу з автоматичною корекцією траєкторії руху робота.

До відмінних особливостей слід віднести можливість відстеження стикових з'єднань з мінімальним зазором, високу точність позиціонування, можливість використання при імпульсному зварюванні. ЛОС можна використовувати для автома-

тичного коригування параметрів і режимів зварювання, а також параметрів коливань в залежності від зміни величини зазорів зварних стиків.

Принцип роботи системи лазерно-оптичного стеження полягає у вимірюванні точок заломлення лазерних променів на зварних з'єднаннях. Результати вимірювань, а також дані для корекції передаються на контролер РТК за допомогою цифрових каналів (для Fanuc – Ethernet / IP).

Даних, що отримуються від системи ЛОС, досить для використання базового програмного забезпечення FANUC для коригування траєкторії, а також параметрів і режимів зварювання.

При необхідності реалізації специфічних завдань інтегратор може розробити власний, індивідуальний алгоритм коригування режимів і параметрів, використовуючи отримані від ЛОС значення в якості вхідних параметрів.

*Відмінні риси системи лазерно-оптичного стеження:*

- висока точність;
- універсальність;
- можливість використання адаптивного зварювання (зміна параметрів в залежності від зазору стику);
- відсутність фізичного контакту датчика з виробом, а отже – низька сприйнятливості до забруднень стику;
- коригування траєкторії під час зварювання;
- можливість застосування практично для всіх видів зварювання.

*Обмеження при використанні системи ЛОС:*

- наявність датчика на зварювальному пальнику обмежує доступ до важкодоступних зварних з'єднань в складних конструкціях;
- вартість ЛОС вища, в порівнянні з тактильними системами стеження;
- вище вимоги до кваліфікації персоналу кінцевого користувача.

Якщо ви плануєте інтегрувати в своє виробництво роботизований зварювальний комплекс з системою технічного зору або системним спілкуванням – фахівці ТОВ «Самміт» (інтегратор роботизованих комплексів Fanuc), маючи досвід роботи з ЛОС, TouchSensing та TAST із задоволенням проконсультують, спроектують, поставлять і запустять роботизований комплекс з використанням систем стеження на вашому виробництві. Ми допоможемо вам вирішити виробничі завдання будь-якої складності і готові разом з вами працювати над удосконаленням технологічного процесу на вашому виробництві.



ТОВ «Самміт», м. Дніпро  
 тел.: +38 (050) 661-32-24, +38 (067) 561-32-24  
 E-mail: dnepr@kemppti.in.ua  
<https://kemppti.in.ua>



## ДИСЕРТАЦІЇ НА ЗДОБУТТЯ НАУКОВОГО СТУПЕНЯ



Г.О. Полішко (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистила 10 лютого 2021 р. докторську дисертацію на тему «Наукові основи електрошлакового процесу з рідким металом для одержання суцільних і композитних злитків».

Робота присвячена проблемі підвищення економічності ЕШП, якості та стабільності комплексу властивостей сталей і сплавів за рахунок створення сприятливих умов формування злитків. В дисертації розвинуто теоретичні уявлення щодо фізико-хімічних і тепломасообмінних процесів при ЕШП та випробувано нові практичні підходи до їх вдосконалення використанням рідкого металу замість витратного електрода. Запропоновано застосування нових технологічних схем електрошлакового процесу з рідким металом та обґрунтовано доцільність їх використання для виробництва великовагових злитків для відповідальних виробів (зокрема, композитного ротору для сучасних енергетичних турбін і рейок преміум якості).

Аналізом умов протікання фізико-хімічних і масообмінних процесів в системі шлак-метал при електрошлаковому переплаві з витратним електродом і з рідким металом встановлено вдвічі менша поверхня реагування при ЕШП РМ порівняно з класичним ЕШП (з коефіцієнтом заповнення 0,6...0,7). Показана можливість подання металу до кристалізатора за 70...90 К нижчу температуру, що дозволяє збільшити продуктивність процесу ЕШП РМ порівняно з класичним ЕШП до 15% при збереженні такої ж якості злитка. Встановлено, що плівка на торці електрода



О.М. Сабадаш (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистив 17 березня 2021 р. кандидатську дисертацію на тему «Технологія реактивно-флюсового паяння тонкостінних конструкцій з алюмінієвих сплавів».

Дисертація присвячена створенню фторидних реактивних флюсів, розробці технології пічного паяння алюмінієвих тонкостінних (від 0,1 мм і більше) багатоелементних конструкцій зі складними замкнутими профілями в атмосфері аргону високої чистоти.

В роботі досліджено процеси високотемпературного реактивно-флюсового паяння тонкостінних алюмінієвих конструкцій з використанням реактивних флюсів сольової системи K, Al, Si/F, які сприяють повному проходженню алюмотермічного відновлення кремнію з флюсу  $KF-AlF_3-(K_2SiF_6+AlF_3)$  і, відповідно, підвищують масо-

не є вирішальною стадією в процесі рафінування при класичному ЕШП, оскільки при ЕШП РМ у відсутності витратного електрода було досягнуто однакового ступіня видалення сірки та близький розподіл і хімічний склад неметалевих включень. Досліджено рух і нагрів та оцінено вплив ступеню деформації крапель рідкого металу в розплавленому шарі шлаку з урахуванням потоків металу в їх об'ємі.

Теоретично доказано та експериментально досліджено технологію ЕШП РМ для отримання композитних злитків з теплостійких сталей 12X13 та 38ХНЗМФА з зоною з'єднання гарантованої якості для роторів турбін нового покоління.

Виконано розрахунково-аналітичне та експериментальне обґрунтування гібридного процесу, що поєднує електрошлаковий підігрів мениску металу і безперервне розливання сталі (ЕШП+БР) з метою зменшення швидкості витягування литої заготовки без порушення формування її поверхні для виробництва довгомірної продукції (заготовки для залізничних рейок і вісей, важких балок, швелерів тощо) на прикладі сучасних рейок з високоміцної сталі.

На основі узагальнених результатів теоретичних і експериментальних досліджень, в тому числі математичного моделювання, розроблено технологічні рекомендації щодо проектування технологічного процесу ЕШП РМ для виготовлення злитків діаметром 500-2500 мм, проведено їх апробацію та впровадження. Проведено техніко-економічні розрахунки показників застосування процесу ЕШП РМ замість класичного ЕШП у виробництві теплостійких та рейкових сталей та доведена економічна ефективність його застосування.

ву долю новоутвореного алюмінієво-кремнієвого припою в вузькому зазорі, що забезпечує формування нероз'ємних з'єднань з високою міцністю та значною величиною пропаю.

Визначено структурні особливості формування паяних з'єднань з припоєм та без присаджування припою. При паянні без присаджування припою (тільки з флюсом) формується структура, яка характерна при проникненні рідкої фази легкоплавкого сплаву Al-8I по границям зерен основного металу.

Визначено, що різниця потенціалів між алюмінієвою підкладкою та флюсом  $KF-AlF_3-(K_2SiF_6+AlF_3)$  в системі Al-припій (Al-12Si)-флюс не перевищує 0,05В, що характеризується найменшою електрохімічною гетерогенністю.

На базі результатів досліджень створено негігроскопічні фторидні флюси, розроблено екологічно безпечний технологічний процес пічного паяння тонкостінних алюмінієвих конструкцій хвильоводу в контрольованому газовому середовищі.

## ПАМ'ЯТІ М.Л. ЖАДКЕВИЧА



6 березня 2021 р. після тяжкої тривалої хвороби пішов з життя колишній заступник директора Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, доктор техн. наук, професор, чл.-кор. НАН України, заслужений діяч науки України Михайло Львович Жадкевич.

М.Л. Жадкевич закінчив у 1962 р. металургійний факультет Загальносоюзного політехнічного інституту. Працював на Куйбишевському металургійному заводі (1955-1977) майстром, начальником пресового цеху. Займався питаннями теорії й технології пресування, розробкою та створенням нових високопродуктивних технологій і матеріалів для авіабудування, оборонної техніки, суднобудування і транспортного машинобудування. У 1977–1984 рр. працював у Київському зональному НДІ типового і експериментального проектування помічником керівника виробничо-експериментальної бази, керівником наукового відділення експериментальних алюмінієвих конструкцій, створив комплекс цехів з виготовлення унікальних алюмінієвих конструкцій.

З 1984 р. М.Л. Жадкевич працював в ІЕЗ ім. Є.О. Патона – головним інженером, директором Дослідного заводу спеціальної електрометалургії. Займався створенням промислових технологій електрошлакового лиття заготовок деталей для машинобудування, електронно-променевого напилення захисних покриттів на лопатки газотурбоагрегатів, електронно-променевого зварювання виробів нової техніки для оборонної, суднобудівної та енергетичної галузей промисловості. З 1993 по 2007 рр. – заступник директора Інституту електрозварювання з наукової роботи та економіки, виконував наукові дослідження зміцнення металів і сплавів шляхом застосування високотемпературних деформацій, поліпшення структури та експлуатаційних властивостей електрошлакового металу і сплавів, зокрема, сплавів, отриманих електронно-променевими технологіями; розробляв промислові технології отримання спеціальних матеріалів для виробів нової техніки методами спеціальної електрометалургії та обробки металів тиском. Зробив великий внесок у розв'язання питань підвищення економічної ефективності в діяльності підрозділів інституту.

Він є автором більш ніж 420 наукових робіт, серед яких вісім монографій. Підготував чотирьох докторів та трьох кандидатів наук. Заслуги вченого відзначено орденом Трудового Червоного Прапора і Почесною Грамотою Президії Верховної Ради УРСР.

Світла пам'ять про Михайла Львовича, фахівця, вченого і керівника, доброї і чуйної людини надовго збережеться в серцях тих, хто з ним працював і спілкувався.

Інститут електрозварювання  
ім. Є.О. Патона НАН України  
Редакція та редколегія журналу  
«Автоматичне зварювання»