

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

06  
2020

## Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

## Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

### ЗМІСТ

#### НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

Головко В.В., Ермоленко Д.Ю., Степанюк С.М.  
Вплив введення тугоплавких сполук до зварювальної ванни на дендритну структуру металу швів..... 3

Завдовеев А.В., Позняков В.Д., Rogante M., Жданов С.Л., Костін В.А., Соловейчук Т.Г.  
Особливості формування структури і властивості з'єднань сталі S460M, виконаних імпульсно-дуговим зварюванням ..... 11

Дмитрик В.В., Царюк А.К., Гаращенко О.С., Сиренко Т.О.  
Структурний стан та втомлювана пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів..... 17

Гайворонський О.А., Позняков В.Д., Берднікова О.М., Алексеєнко Т.О., Шишкевич О.С.  
Вплив низькотемпературного відпуску на структуру та властивості зварних з'єднань високоміцної сталі 30X2H2MF ..... 23

Jianxin Wang, Yun Zhou, Taikun Fan.  
Вплив домішок кобальта на поверхню розділу припою Sn-Ag-Cu та мідної підкладки..... 31

Максимова С.В., Зволінський І.В., Юрків В.В.  
Геометричні параметри паяного шва та його структура при плазмовому паянні оцинкованої сталі ..... 35

#### ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

Коваль М.П., Кучук-Яценко С.І., Качинський В.С.  
Система управління, реєстрації параметрів та контролю в процесі пресового зварювання труб магнітокерованою дугою ..... 40

Стефанів Б.В.  
Особливості відновлення зношених робочих органів бурових доліт ..... 45

#### ІНФОРМАЦІЯ

По закордонним журналам  
(Welding in the World № 4, 2020) ..... 51

Патонівська металургія..... 55

Інновації від компанії Fronius ..... 59

М.І. Зініграду – 75!..... 61

### CONTENTS

#### SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Holovko V.V., Ermolenko D. Yu., Stepanyuk S.M.  
The influence of introducing refractory compounds into the weld pool on the weld metal dendritic structure..... 3

Zavdoveev A.V., Pozdnyakov V.D., Rogante M., Zhdanov S.L., Kostin V.A., Solovejchuk T.G.  
Features of structure formation and properties of joints of S460M steel, made by pulsed-arc welding ..... 11

Dmitrik V.V., Tsaryuk A.K., Garashchenko O.S., Sirenko T.O.  
Structural condition and fatigue damageability of welded joints of steam pipelines..... 17

Gaivoronsky O.A., Poznyakov V.D., Berdnikova O.M., Alekseenko T.O., Shyshkevych O.S.  
Influence of low-temperature tempered structure and properties of welded joints of high-strength steel 30Kh2N2MF ..... 23

Jianxin Wang, Yun Zhou, Taikun Fan.  
Effect of Co addition on interface reaction between Sn-Ag-Cu solder and cu substrate ..... 31

Maksymova S.V., Zvolinskii I.V., Yurkiv V.V.  
Geometrical parameters of the brazed seam and its structure in plasma brazing of galvanized steel..... 35

#### INDUSTRIAL

Koval M.P., Kuchuk-Yatsenko S.I., Kachynsky V.S.  
System of control, registration of parameters and control in the process of press welding of pipes using magnetically-impelled arc ..... 40

Stefaniv B.V.  
Peculiarities of repair of worn areas of drill bit bodies..... 45

#### INFORMATION

According to foreign welding journals  
(Welding in the World № 4, 2020) ..... 51

Paton metallurgy..... 55

Innovations from Fronius ..... 59

M.I. Zinigrad is 75 ..... 61



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



## Автоматичне зварювання Автоматическая сварка Automatic Welding

### РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ:  
**Б.Є. Патон** (головний редактор),  
**С.І. Кучук-Яценко** (заст. гол. ред.),  
**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» (видавець)

### Адреса

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ  
03150, Україна, Київ-150,  
вул. Казимира Малевича, 11  
Тел.: (38044) 200 6302, 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

Передплатний індекс 70031.  
12 випусків на рік (видається щомісячно).  
Друкована версія: 2400 грн. за річний комплект  
з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.  
Електронна версія: 2400 грн. за річний комплект  
(випуски журналу надсилаються електронною поштою  
у форматі .pdf або для IP-адреси комп'ютера  
передплатника надається доступ до архіву журналу).

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:

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

### Founders

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

### Address

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU  
03150, Ukraine, Kyiv-150,  
11 Kasymyr Malevych Str.  
Tel.: (38044) 200 6302, 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

Subscription index 70031.

12 issues per year (issued monthly), back issues available.  
\$180, subscriptions for the printed (hard copy) version,  
air postage and packaging included.

\$150, subscriptions for the electronic version  
(sending issues of Journal in pdf format  
or providing access to IP addresses).

«Avtomatychne Zvaryuvannya» (Automatic Welding)  
journal is republished in English under  
the title «The Paton Welding Journal»:

[www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj](http://www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj)

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

# ВПЛИВ ВВЕДЕННЯ ТУГОПЛАВКИХ СПОЛУК ДО ЗВАРЮВАЛЬНОЇ ВАННИ НА ДЕНДРИТНУ СТРУКТУРУ МЕТАЛУ ШВІВ

В.В. Головка, Д.Ю. Єрмоленко, С.М. Степанюк

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

Проведено дослідження з метою розширення бази знань щодо механізмів впливу тугоплавких сполук в зварювальній ванні на модифікування структури металу швів. Наведено результати експериментів з інокулювання до рідкого металу зварювальної ванни дисперсних частинок TiN, SiC, NbC, VC, TiC, TiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MgO, ZrO<sub>2</sub>. Проаналізовано можливість впливу тугоплавких інокулянтів як «мікрохолодильників» розплаву, центрів епітаксiального зародження нової фази в рідкому металі та поверхнево-активних сполук на модифікування дендритної структури зварних швів. Показано, що в умовах зварювання низьколегованих сталей порошковим дротом типу «metal core» в середовищі захисного газу, інокульовані до зварювальної ванни тугоплавкі з'єднання найбільш активно впливають на модифікування первинної структури як поверхнево-активні сполуки. Встановлено, що зміна морфології дендритів в металі шва впливає на температурний діапазон процесу перекристалізації, формування вторинної мікроструктури і механічні властивості зварних швів. Бібліогр. 10, табл. 5, рис. 8.

*Ключові слова:* низьколегована сталь, зварний шов, тугоплавкі включення, дисперсні частинки, дендритна структура, модифікація, зерна аустеніту

Конструкційні сталі на сьогодні становлять основну базу зварних металоконструкцій. Номенклатура низьколегованого прокату характеризується широким розмаїттям, продовжується розробка нових марок, які здатні забезпечити подальше підвищення експлуатаційних показників зварних металоконструкцій. Покращення характеристик низьколегованих сталей підвищеної та високої міцності досягається за рахунок ускладнення технології їх виробництва, комплексного легування такими елементами як нікель, молібден, ніобій, ванадій. Висока вартість цих елементів в Україні зумовлює актуальність досліджень, спрямованих на пошук альтернативних можливостей металургійного впливу на формування структури металу. Такі роботи виконуються стосовно як низьколегованого прокату, так і металу швів, отриманих при його зварюванні. Слід відзначити, що дослідження в галузі зварювання відзначаються додатковими складнощами порівняно з традиційною металургією, які пов'язані з великою швидкістю процесів, наявністю газо-плазмової фази, підвищеним градієнтом складів контактуючих фаз та рядом інших факторів.

Існуючі на сьогодні уявлення щодо формування первинної структури металу зварних швів базуються переважно на дослідженнях процесів кристалізації великих об'ємів металу при виготовленні сталевих зливків. Тотожність металургійних процесів, які мають місце в цих двох випадках, дозволяють використовувати результати досліджень в галузі чорної металургії, але суттєва відмінність в параметрах кінетики потоків, температурних та концентраційних градієнтів, зумовлюють необхідність проведення спеціальних досліджень стосовно особливостей формування первинної структури металу зварних швів.

При зварюванні низьколегованих сталей з вмістом вуглецю не вище 0,18 %, відповідно до діаграми стану системи Fe–C, кристалізація розплаву починається при температурах нижче 1500 °C. Але слід зауважити, що зміни вмісту легуючих елементів в рідкому металі на фронті кристалізації, які викликані концентраційним переохолодженням, впливають на зниження цієї температури. З практичного досвіду відомо, що таке зниження температури становить близько 10 °C.

Особливістю формування первинної структури металу швів є переважне епітаксiальне зародження кристалів на частково оплавлених зернах основного металу. Зерна основного металу мають неоднорідну орієнтацію, тому і кристали, що зароджуються в зварювальній ванні, будуть також мати різну орієнтацію і ті з них, вісі яких співпадатимуть з напрямком найбільшого теплового потоку, будуть зростати, найбільш інтенсивно поглинаючи дрібних сусідів. Такі кристали, розділені високоенергетичними границями, утворю-

Головка В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-2117-0864>, Єрмоленко Д.Ю. – <https://orcid.org/0000-0002-1215-1522>,

Степанюк С.М. – <https://orcid.org/0000-0001-8876-9153>,

© В.В. Головка, Д.Ю. Єрмоленко, С.М. Степанюк, 2020

ють структуру первинних дендритів. Кривизна фронту кристалізації, тобто кривизна поверхні тверде/рідке в зварювальній ванні, яка змінюється в залежності від руху джерела енергії, зумовлює нестабільність фронту і формування структури у вигляді стовпчастих дендритів. В процесі охолодження відбувається  $\delta$ -,  $\gamma$ -перетворення з утворенням малокутових границь всередині первинних дендритів. Наявність ліквацийного прошарку рідкого металу, присутність поверхнево-активних елементів, сегрегація тугоплавких включень в зоні між зростаючими дендритами визначають морфологію зерен первинного аустеніту, що в подальшому відіб'ється на формуванні кінцевої мікроструктури металу швів та їх механічних властивостях.

Одним з перспективних напрямків підвищення механічних властивостей зварного шва є зменшення розміру його структурних зерен. З цією метою широко використовуються методи модифікування металу. На сьогодні відсутній єдиний опис механізму модифікування сплавів заліза, проте практика широкого використання свідчить про ефективність таких процесів. Відомо, що введення до металевого розплаву тугоплавких частинок полегшує зародження рівновісних кристалів в зоні концентраційного переохолодження, а збільшення кількості центрів кристалізації впливає на зниження швидкості росту дендритів. Цьому також сприяє присутність поверхнево-активних з'єднань, які знижують поверхневу енергію дендритів, що приводить до зменшення розмірів первинної структури. Для підвищення ефективності доцільно поєднання впливу тугоплавких частинок і поверхнево-активних з'єднань [1]. Крім того, в будь-якому випадку, при виборі модифікаторів слід враховувати особливості кристалізації зварювальної ванни.

Дана робота присвячена дослідженню особливостей модифікуючої дії частинок тугоплавких сполук, які різнилися за своїми фізико-хімічними показниками, з метою обґрунтування добору модифікаторів структури металу зварних швів низьколегованих високоміцних сталей.

**1. Вплив інокулянтів на дендритну структуру.**

Формування структури металевих сплавів починається з утворення і росту дендритів. При кристалізації зварювальної ванни ці процеси відбуваються значно швидше, ніж у випадку великих металевих зливків, але, тим не менш, саме на цьому етапі починається утворення мікроструктури металу шва, яка зумовлює весь комплекс його механічних властивостей. На жаль, дослідженням особливостей формування дендритної структури металу зварних швів приділено не дуже багато уваги в науково-технічній літературі. В цьому розділі наведено результати дослідження впливу інокулювання до зварювальної ванни частинок тугоплавких з'єднань на морфологію дендритів в металі швів.

*1.1 Методика проведення експериментів.* За характером дії модифікуючи добавки умовно можливо поділити на три типи: «мікрохолодильники», епітаксiальні центри зародження нової фази, поверхнево-активні з'єднання. Для проведення досліджень були обрані тугоплавкі сполуки, які дозволяють зробити висновок щодо ефективності кожного з цих напрямків при формуванні структури металу швів низьколегованих сталей з границею плинності до 600 МПа. Перелік обраних для експериментів з'єднань та їх фізико-хімічні параметри наведено в табл. 1.

Для виявлення характеру дії тугоплавкої сполуки доцільно зберегти її у вигляді кристалічної фази в температурному діапазоні існування металевого розплаву. Виконані розрахунки показали, що при введенні до зварювальної ванни обраних сполук розмір тугоплавких частинок повинен бути не менше 200 мкм. При введенні частинок розміром 200...500 мкм можлива їх участь в процесі кристалізації розплаву як кристалічних включень екзогенного типу розміром 50...100 нм.

Дослідження впливу тугоплавких частинок на модифікування структурних складових металу виконували на зразках наплавленого металу, які були отримані з останнього шару металу стикового шва, що зварювали дослідним порошковим дротом типу «metal core» діаметром 1,6 ( $\pm 0,1$ ) мм в

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

Сполука	$T_{пл.}, ^\circ C$	Тип кристалічної решітки	Параметр решітки, нм	Невідповідність з розміром $\delta Fe$ , %	Міжфазна енергія, мДж/м <sup>2</sup>
ZrO <sub>2</sub>	2715	Тетрагональна	a-3,640 c-5,152	1	2863
VC	2810	ГЦК	a-4,159	13	1559
MgO	2825	ГЦК	a-4,213	14	2226
TiN	2930	ГЦК	a-4,260	16	393
TiC	3160	ГЦК	a-4,336	18	884
NbC	3608	ГЦК	a-4,469	21	548
TiO <sub>2</sub>	1843	Тетрагональна	a-4,593 c-2,959	25	2444
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	2044	Ромбосдрична	a-5,120 $\alpha$ -55,25°	39	972



середовищі захисного газу M21 за стандартом ISO 14175 [2]. Стикові з'єднання типу 1.4 за стандартом ISO 9692-1 [3] (рис.1) зварювали на постійному струмі зворотної полярності 230 ( $\pm 10$ ) А при напрузі на дузі 28 ( $\pm 2$ ) В і швидкості зварювання 18 ( $\pm 0,5$ ) см/хв. Після кожного проходу стикове з'єднання охолоджували на повітрі до температури не більше 120 °С. Погонна енергія процесу становила 26...28 Дж/см.

Частинки тугоплавких з'єднань розміром 200...500 мкм вводили (інокулювали) до розплавленого металу через осердя порошкового дроту, який подавали до зварювальної ванни у вигляді «холодної» присадки. Схеми підготовки стика, зварного з'єднання і місць відбору зразків для проведення досліджень наведено на рис. 1–3. Вміст інокульованої присадки становив 0,1 % від маси зварювальної ванни. Хімічний склад досліджених зразків, механічні властивості металу швів наведено в табл. 2 і 3, відповідно. На рис. 2 наведена схема заповнення стикового з'єднання, відповідно з якою проходи з першого до дев'ятого виконували порошковим дротом з базовою системою легування, а проходи з десятого по вісімнадцятий – з використанням «холодної» присадки, до осердя якої були введені частинки тугоплавких з'єднань.

Зварні шви мали умовне позначення, що відповідало тому тугоплавкому з'єднанню, який був інокульовано до зварювальної ванни. До дослідження також долучені зразки металу шва, який мав базову систему легування без введення тугоплавких з'єднань (умовне позначення БЛ). Для

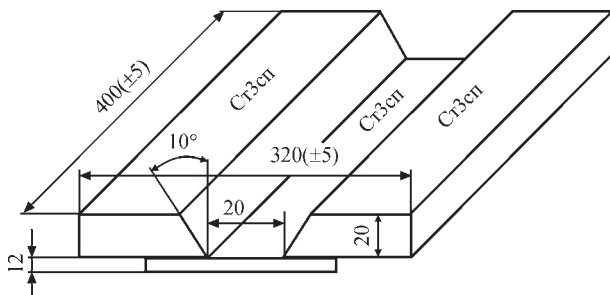


Рис. 1. Підготовка стикового з'єднання для отримання зразків металу швів відповідно з вимогами ISO 14171

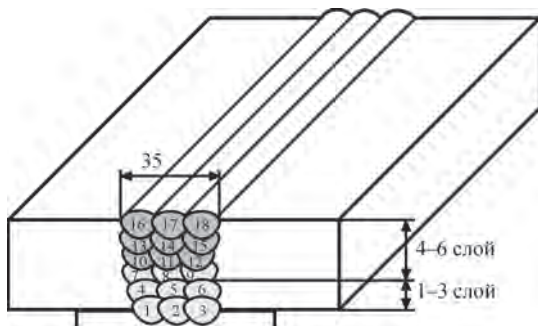


Рис. 2. Схема розкладки валиків при заповненні стикового з'єднання

виокремлення впливу титановміщуючих сполук від підвищення вмісту титану для дослідження включили зразки металу шва додатково, порівняно з базовою системою, легованого титаном (умовне позначення FeTi).

Із зварних з'єднань вирізали поперечні зразки для дослідження структури і фазового складу металу швів, а також механічних властивостей зварних з'єднань за схемою, яка наведена на рис. 3.

При металографічних дослідженнях визначали частку структурних складових в металі і розподіл неметалевих включень. Мікроструктуру досліджували методами оптичної металографії з використанням світлового мікроскопу «Неофот-30» з реєстрацією зображення на екрані комп'ютера.

Металографічні дослідження останнього проходу проводили на оптичному мікроскопі «Neophot 30» на поперечних шліфах металу швів відполірованих та протравлених в 2%-му розчині ніталю. Такі ж самі шліфи використовували для досліджень на скануючому електронному мікроскопі. Аналіз мікроструктури проводили відповідно до вимог стандарту ISO 17639 [4] та рекомендацій Міжнародного інституту зварювання [5].

Первинну структуру металу шва досліджували на полірованих зразках, протравлених в киплячому насиченому розчині пікрату натрію ( $C_6H_2(NO_2)_3ONa$ ) в воді. Зразки вирізали в напрямку, перпендикулярному поздовжній вісі шва, таким чином, щоб на поверхні шліфа було видно дендрити, які виростили в напрямку найбільшого термічного градієнта в зварювальній ванні. При дослідженні первинної структури за зображеннями, отриманими методом оптичної мікроскопії, визначали розміри стовпчастих дендритів (розміри  $\lambda_1$  на рис. 4).

Для аналізу характеру розподілу неметалевих включень в структурі металу швів використовували зображення поверхні полірованих нетравлених шліфів, отриманих на оптичному мікроскопі «Neophot 30». Оброблені знімки піддавалися розпізнаванню за допомогою спеціального програм-

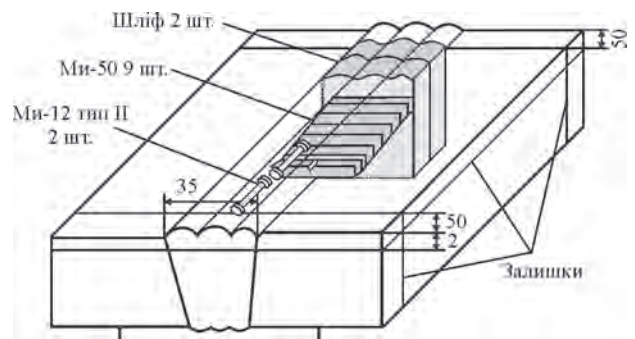


Рис. 3. Схема відбору зразків для визначення хімічного складу, механічних властивостей і структури металу швів

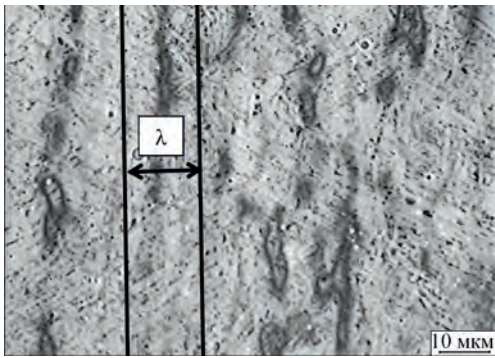


Рис. 4. Приклад дендритної структури (×1000) досліджуваних зразків (λ – відстань між вісями первинних дендритів)

ного забезпечення. Кожне включення в наближенні розглядалося як деякий багатогранник, площа якого вимірюється і записується в таблицю для подальшої математичної обробки. Таким чином, аналізу піддавалося кожне видиме на знімку включення, яке займає більше 3 пікселів. Таким чином, формувалася статистична вибірка за розмірами неметалевих включень в металі зварного шва. Для подальшої обробки використовували авторське програмне забезпечення, яке забезпечує повний цикл обробки отриманих даних і виведення результатів у вигляді електронної таблиці. Далі, використовуючи отриману вибірку, відбувалася побудова гістограми частот із заданими інтервалами

Таблиця 2. Хімічний склад металу досліджених швів, мас. %

Шов	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	Zr
БЛ	0,034	0,340	1,21	0,021	0,020	0,12	2,13	0,28	0,028	0,013	н\в
FeTi	0,036	0,335	1,22	0,022	0,021	0,14	2,14	0,26	0,038	0,029	“
TiN	0,035	0,317	1,24	0,019	0,009	0,14	2,15	0,26	0,036	0,021	“
VC	0,052	0,227	1,21	0,022	0,021	0,14	2,13	0,25	0,027	0,004	“
NbC	0,049	0,253	1,19	0,021	0,020	0,13	2,15	0,27	0,029	0,003	“
SiC	0,053	0,351	1,20	0,020	0,025	0,12	2,12	0,26	0,025	0,004	“
TiC	0,046	0,340	1,25	0,021	0,019	0,13	2,15	0,24	0,023	0,021	“
TiO <sub>2</sub>	0,035	0,405	1,24	0,018	0,021	0,11	2,17	0,27	0,031	0,027	“
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,034	0,424	1,26	0,019	0,023	0,11	2,15	0,29	0,042	0,015	“
MgO	0,031	0,227	1,21	0,025	0,024	0,14	2,15	0,29	0,023	0,013	“
ZrO <sub>2</sub>	0,033	0,223	1,25	0,024	0,024	0,12	2,14	0,30	0,024	0,013	0,06

Таблиця 3. Механічні властивості металу досліджених швів

Шов	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , МПа	δ, %	ψ, %	KCV, Дж/см <sup>2</sup> при T, °C			
					20	0	–20	–40
БЛ	685	610	15	54	97	87	75	53
FeTi	747	690	19	60	74	69	63	61
TiC	716	644	19	63	110	97	85	73
TiN	712	580	5,3	14,7	55	47	40	–
SiC	726	650	21	62	85	72	65	61
VC	780	706	14	56	57	55	52	–
NbC	820	757	18	57	45	39	31	–
TiO <sub>2</sub>	709	636	19	57	85	72	60	50
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	728	621	17	54	82	58	50	36
MgO	644	586	19	60	103	85	69	60
ZrO <sub>2</sub>	649	592	21	64	97	91	84	76

розмірів. Така гістограма частот являє собою розподіл включень в металевій матриці за розмірами.

Механічні властивості металу досліджених швів визначали за методиками, наведеними в стандарті ISO 15792-1 [6].

1.2. Результати досліджень. З результатів, наведених в табл. 2, видно, що за хімічним складом метал досліджених швів відповідає низьколегованим сталям. Введення до зварювальної ванни певних інокулянтів позначилось тільки на вмісті алюмінію та титану в металі швів, що можна пояснити особливостями процесів розкислення під впливом введених з'єднань.

Результати, наведені в табл. 3, свідчать, що введення до зварювальної ванни частинок тугоплавких з'єднань справляє помітний вплив на механічні властивості металу швів. Такий вплив пов'язано зі змінами в структурі металу, розгляду яких присвячена ця робота.

1.3. Розподіл неметалевих включень за розміром. В одному кубічному міліметрі металу шва може перебувати до 10<sup>10</sup> неметалевих включень розміром від 30 нм до 3 мкм, однак справляти активний вплив на зародження нової фази можуть тільки близько 30 % з них. Неметалеві включення в металі досліджених швів відрізнялися за своєю морфологією. Дуже

Таблиця 4. Результати аналізу вмісту неметалевих включень в металі швів

Шов	Частка включень (%) в металі шва	Частка включень (%) в розмірному діапазоні			
		< 0,31 мкм	0,37...0,61 мкм	0,67...0,97 мкм	1,03...1,57 мкм
БЛ	0,47	29,63	46,67	17,65	6,05
FeTi	0,58	27,36	52,01	14,77	4,99
TiC	0,62	24,51	45,80	22,69	7,00
TiN	0,77	31,11	47,97	16,32	4,60
VC	0,61	26,56	46,48	19,24	7,72
NbC	0,58	29,77	45,74	18,97	5,52
SiC	0,68	27,16	44,89	21,59	6,36
TiO <sub>2</sub>	0,81	30,89	40,96	20,37	7,78
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,74	30,48	43,95	18,50	7,07
MgO	0,62	33,09	44,69	14,73	6,40
ZrO <sub>2</sub>	0,55	35,53	45,43	14,21	4,82

дрібні включення розміром до 0,3 мкм мали однофазну будову у вигляді тугоплавких оксидів, карбідів чи нітридів. Більш крупні включення розміром до 1,0 мкм складалися з двох чи трьох фаз – тугоплавкого включення і оксидної фази на базі з'єднань марганцю, кремнію та титану. Включення розміром вище 1,0 мкм мали багатошарову морфологію з розташуванням на зовнішній поверхні легкоплавких сульфідів. Вважається, що такі включення формуються в твердофазному металевому розчині і не можуть впливати на формування первинної структури [7]. Включення другого типу справляють найбільш помітний вплив на утворення нової фази при формуванні вторинної мікроструктури [8], але їх участь в процесах зародження і зростання первинної структури поки ще не має широкого висвітлення. Найбільш дрібні тугоплавкі включення без сумніву були присутні в рідкому металі, мали контакт з зростаючими дендритами і могли впливати на їх розвиток. Виходячи з наведених міркувань, в табл. 4 наведено результати визначення як загального вмісту включень в металі швів, так і їх розподіл відповідно до трьох означених розмірних діапазонів.

1.4. Морфологія зерен первинної структури. Використані методи травлення зразків металу швів дозволили формування бази даних щодо розмірів як дендритів, так і зерен первинного аустеніту. Отримані результати наведено в табл. 5.

На рис. 5 наведено зображення зразків металу швів після травлення для виявлення первинної структури.

1.5. Обговорення отриманих результатів. Вплив інокулянтів на морфологію первинної структури. Дендрити, які утворюються в металі шва, зароджуються на зернах основного металу, ростуть в основному уздовж максимального теплового градієнта до центру зварного шва, що призводить до форми стовпчастих дендритів. Ширина стовпчастих дендритів пов'язана з розміром зерен основного металу на лінії сплавлення. Однак, оскільки зростання деяких несприятливо орієнтованих дендритів було придушено тими, які зростали швидше, певні дендрити збільшилися в розмірі і, як очікувалось, були ширше, ніж вихідні зерна основного металу.

Як видно з результатів, наведених в табл. 5, інокулювання до зварювальної ванни частинок

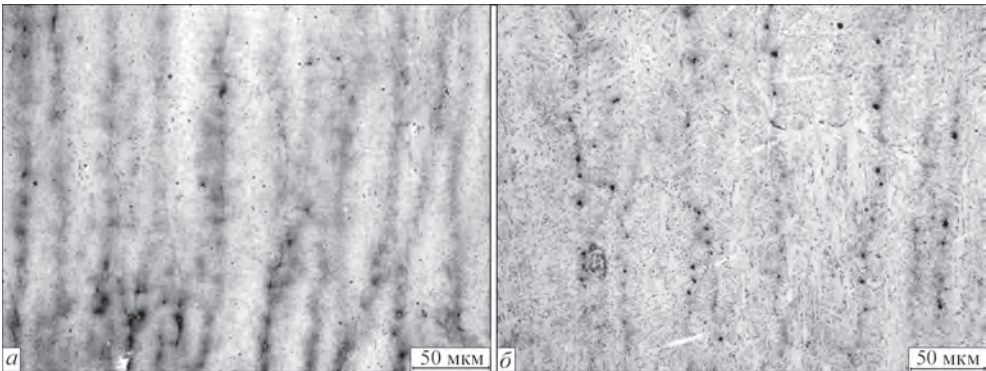


Рис. 5. Первинна структура металу шва БЛ (а) та ZrO<sub>2</sub> (б)

Таблиця 5. Розмір між вісями дендритів λ і розмір зерен первинного аустеніту d

Розмір, мкм	БЛ	FeTi	TiC	TiN	VC	NbC	SiC	TiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	ZrO <sub>2</sub>
Дендрити	80 ± 17	57 ± 13	100±20	55±12	70±15	50±12	100±21	100±19	57± 13	152 ± 23	158 ± 22
Аустеніти	70 ± 15	45± 10	80± 16	40 ± 9	65±13	35 ± 8	80±18	80±17	45± 10	70± 13	75 ± 15



тугоплавких з'єднань впливає на морфологію дендритів та зерен первинного аустеніту. Склад тугоплавких з'єднань для експериментів було обрано з метою виявити один з можливих механізмів їх впливу на первинну структуру. Відповідно до механізму дії включень як «мікрохолодильників», їх ефективність визначається рівнем прихованої енергії кристалізації. Процес плавлення включень супроводжується споживанням цієї енергії і відповідним зниженням температури металевого розплаву, в якому вони знаходяться [8]. Чим вище температура плавлення з'єднання, тим більше величина прихованої енергії плавлення і тим більший вплив на переохолодження розплаву будуть справляти такі включення. Збільшення рівня переохолодження має вплинути на швидкість кристалізації, тобто на розмір дендритів. На рис. 6 показані гістограми, які побудовані за результатами, наведеними в табл. 1 та 5.

Як видно з наведених результатів, між температурою плавлення інокульованих до зварювальної ванни частинок і шириною дендритів в металі швів відсутня однозначна залежність. Найбільша ширина дендритів притаманна металі швів, до складу яких інокульовані включення з температурою плавлення 2715 та 2825 °С, в той час як дендрити в металі швів, інокульованих включеннями з більш високою температурою, мають значно менший розмір.

Інший механізм модифікування структури металу пов'язано з можливістю епітаксiального зародження нової фази в металевих розплавах на поверхні неметалевих включень, які мають параметри кристалічної решітки, близькі до розмірів решітки δ- чи γ-заліза. Чим менша різниця в розмірах решіток, тим вище має бути інтенсивність зародження в розплаві твердої фази і тим менше мають бути розміри цієї фази (тобто дендритів) [9]. На рис. 7 показано гістограми, які побудовані за результатами, наведеними в табл. 1 та 5.

Параметр невідповідності  $D$  розраховували за формулою

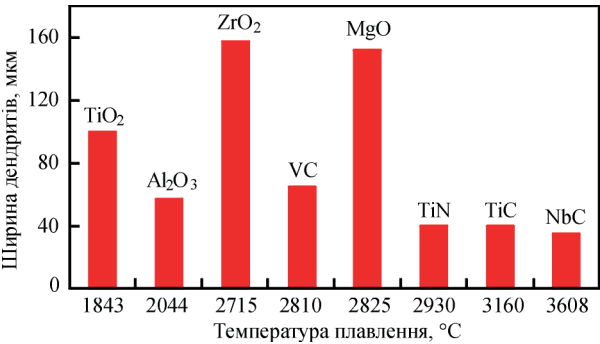


Рис. 6. Залежність між температурою плавлення інокульованих до зварювальної ванни частинок і шириною дендритів в металі швів

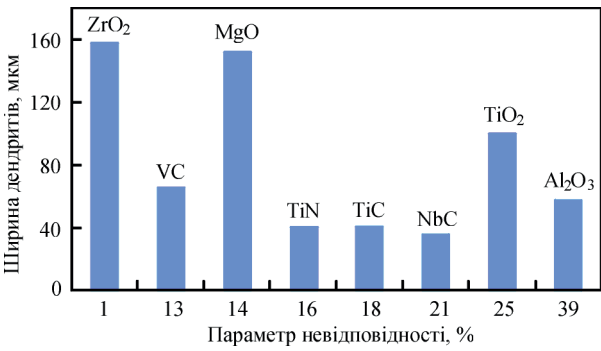


Рис. 7. Залежність між параметром невідповідності решіток інокульованих до зварювальної ванни частинок до решітки δFe і шириною дендритів в металі швів

$$D = \frac{\gamma_{\delta} - \gamma_i}{\gamma_{\delta}},$$

де  $\gamma_{\delta}$  та  $\gamma_i$  – параметри кристалічної решітки δFe та включення, відповідно.

Результати металографічного аналізу показали, що найбільшу ширину мають дендрити металу швів, до складу яких були інокульовані частинки оксидів цирконію та магнію з найбільш низькими параметрами невідповідності до решітки δFe. При цьому дендрити в металі шва, до складу якого були введені частинки карбїду ванадію з таким же параметром невідповідності як і у оксиду магнію, мають помітно менший розмір. Можливо припустити, що механізм зародження дендритів на неметалевих включеннях з параметрами кристалічної решітки, близькими до розмірів δFe в металі досліджених швів, не відігравав провідної ролі.

Ще один з можливих механізмів модифікування структури металу пов'язано з впливом поверхнево-активних неметалевих включень на міжфазну енергію на фронті кристалізації розплаву. Величина адсорбції поверхнево-активного з'єднання (Γ) визначається її концентрацією в поверхневому шарі, а зв'язок адсорбції зі зміною величини поверхневого натягу (σ) описується рівнянням Гіббса

$$\Gamma = -\frac{Q}{kT} \frac{d\sigma}{dQ},$$

де  $Q$  – об'ємна активність з'єднання.

З'єднання, що знижують поверхневий натяг ( $\frac{d\sigma}{dQ} \leq 0$ ), повинні скупчуватися на міжфазній поверхні, а з'єднання, що підвищують поверхневий натяг ( $\frac{d\sigma}{dQ} \geq 0$ ), мають відходити від неї [10].

Зменшення такої енергії в зонах контакту включення зі зростаючим дендритом супроводжується зниженням необхідного ступеню переохолодження та інтенсифікацією зростання дендриту. На рис. 8 показана гістограма, побудована за результатами, наведеними в табл. 1 та 5.



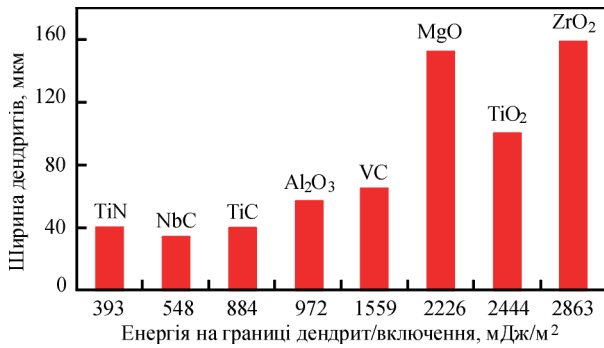


Рис. 8. Залежність між енергією на границі дендриту з інокульованими до зварювальної ванни частинками і шириною дендритів в металі швів

Наведені на рис. 8 результати свідчать, що зміна поверхневої енергії на границі дендритів за рахунок інокулювання до зварювальної ванни частинок тугоплавких з'єднань впливає на розмір дендритів. З цього ряду дещо випадає випадок з введенням частинок  $\text{TiO}_2$ , що може бути пов'язано з утворенням при високих температурах більш стабільних з'єднань титану. Отримані результати відповідають залежності, яка описана наведеною вище формулою Гіббса. Присутність в металевому розплаві інокулянтів, які знижують енергію границь дендритів, сприяє інтенсифікації їх росту в напрямку максимального градієнта температур. В металі цих швів формуються дендрити з великим відношенням довжина/ширина, в той час як інокулювання сполук, які підвищують енергію границь дендритів, приводить до формування більш широких дендритів з низьким відношенням довжина/ширина.

Як було вже відзначено, процеси формування структури зварних швів відбуваються зі значно вищими швидкостями, ніж при кристалізації великих зливків металу. Це може слугувати поясненням чому активність тугоплавких частинок в розплаві зварювальної ванни як «мікрохолодильників» чи центрів епітаксialного зародження нової фази не така висока як прояв їх поверхнево-активного впливу.

В процесі охолодження в тілі стовпчастих дендритів виникає субструктура, яка розділена на зерна з малокутовими границями. Ця субструктура може розвиватися по-різному, в залежності від параметрів затвердіння  $G/R$ , де  $G$  – тепловий градієнт, а  $R$  – швидкість фронту затвердіння. Для дендритної структури з більш широким розміром дендритів швидкість фронту затвердіння менше, тому в них формуються структури первинного аустеніту з більш крупним розміром зерен (табл. 5). Таким чином, в металі швів формується первинна структура, в якій зерна аустеніту розділені як високоенергетичними, так і низькоенергетичними межами. Топографія цих границь впли-

ває на характер подальшого розвитку структури металу швів в процесі охолодження.

## Висновки

Проведено дослідження впливу інокульованих до зварювальної ванни дисперсних частинок тугоплавких сполук на особливості формування дендритної структури металу швів. Виконано аналіз зв'язку між фізико-хімічними властивостями інокулянтів і морфологією дендритів. Встановлено, що при кристалізації металу зварювальної ванни інокульовані сполуки найбільш ефективно проявляють свій вплив як поверхнево-активні речовини. Відзначено, що тугоплавкі інокулянти не мають систематизованого впливу на процес кристалізації як «мікрохолодильники» або центри епітаксialного зародження нової фази. Встановлено, що в тілі найбільш широких дендритів утворюються найбільш масивні зерна первинного аустеніту.

## Список літератури/References

1. Yermolenko D.Yu., Holovko V.V., Stepanuyk S.M. (2018) Cellular automata for simulation of dendritic growth with surface active refractory inoculants. *J. of Achievements in Materials and Manufacturing Eng.*, **88**, Iss. 2, June, 49–54.
2. (2008) International standard ISO 14175:2008. *Welding consumables – Gases and gas mixtures for fusion welding and allied processes*.
3. (2008) International standard ISO 9692-1:2008. *Welding and allied processes – Recommendations for joint preparation. Part 1: Manual metal-arc welding, gas-shielded metal-arc welding, gas welding, TIG welding and beam welding of steels*.
4. (2003) International standard ISO 17639:2003. *Destructive tests on welds in metallic materials – Macroscopic and microscopic examination of welds*.
5. (1990) IIW Doc. No.IX-1533-88. Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals. *Revue de la soudure*, **4**, 29–41.
6. (2009) International standard ISO 15792-1:2009. *Welding consumables – Test methods. Part 1: Test methods for all-weld metal test specimens in steel, nickel and nickel alloys*.
7. Губенко С.И., Парусов В.В., Деревянченко И.В. (2005) *Неметаллические включения в стали*. Днепропетровск, АРТ-ПРЕСС.
8. Затоловский С.С. (1981) *Суспензионная разливка*. Киев, Наукова думка.
9. Губенко С.И., Ошкадеров С.П. (2013) *Неметаллические включения в стали*. Киев, Наукова думка.
10. Бабаскин Ю.З. (1980) *Структура и свойства литой стали*. Киев, Наукова думка.

## THE INFLUENCE OF INTRODUCING REFRACTORY COMPOUNDS INTO THE WELD POOL ON THE WELD METAL DENDRITIC STRUCTURE

V.V. Holovko, D.Yu. Ermolenko, S.M. Stepanyuk

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 study was conducted in order to expand the knowledge base on the mechanisms of the influence of refractory compounds in the weld pool on modification of weld metal structure. Results of experiments on inoculation of TiN, SiC, NbC, VC, TiC, TiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MgO, ZrO<sub>2</sub> dispersed particles to the liquid metal of the weld pool are given. Possibility of the influence of refractory inoculants as the melt «microcoolants», centers for epitaxial initiation of a new phase in the liquid metal and surface-active compounds on modification of the dendritic structure of the welds was analyzed. It is shown that under the conditions of welding low-alloyed steels by flux-cored wire of «metal core» type in shielding gas atmosphere, the refractory compounds, inoculated to the weld pool, the most actively influence modifying of the primary structure, as surface-active compounds. It is established that the change of dendrite morphology in the weld metal influences the temperature range of the recrystallization process, formation of secondary microstructure and mechanical properties of the welds. 10 Ref., 5 Tabl., 8 Fig.

*Keywords:* low-carbon steel, weld, refractory inclusions, dispersed particles, dendritic structure, modification, austenite grains

Надійшла до редакції 30.04.2020

## 4<sup>th</sup> International Interdisciplinary Conference Advances in Metallurgical Processes and Materials Ukraine, Odesa, May 19-21, 2021



### Dear Colleagues, Readers, Friends!

Be sure that all together we will overcome COVID-19 and very soon you can again embrace your friends and shake hands with colleagues!

Consequently, we invite you to Odesa on May 19 – 21, 2021 for the 4<sup>th</sup> International Interdisciplinary Conference «Advances in Metallurgical Processes and Materials».

The previous three conferences were successfully held in 2007 in Dnepropetrovsk, 2015 – in Kyiv and 2018 – in Lviv. The wide international participation of the experts from all over the world: from Japan, South Korea, China, India to the USA, Australia and South Africa and almost all European countries has demonstrated the high professional interest of metallurgists and material scientists in the interdisciplinary scientific forums as our AdMet.

### The main topics of the conference

- Thermodynamics of metallurgical processes
- innovative technologies including additives in metallurgy, welding and casting
- steelmaking and ladle treatment
- casting and solidification of the metals and alloys
- ecology and CO<sub>2</sub>-free metallurgy
- new steels and alloys, metal composites, nanomaterials
- modeling in metallurgy and metallurgical science
- automatic control and more ...

We are waiting for your abstract in English until December 1, 2020 on  
info@admet2021.com.ua

Follow the further information at  
<http://www.admet2021.com.ua>

From the International Organizing Committee,  
Professors Volodymyr Shatokha (NMetAU, Dnipro),  
Ganna Stovpchenko and Lev Medovar  
(E.O. Paton Electric Welding Institute, Kyiv).

# ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТІ З'ЄДНАНЬ СТАЛІ S460M, ВИКОНАНИХ ІМПУЛЬСНО-ДУГОВИМ ЗВАРЮВАННЯМ

А.В. Завдовесв<sup>1</sup>, В.Д. Позняков<sup>1</sup>, М. Rogante<sup>2</sup>, С.Л. Жданов<sup>1</sup>, В.А. Костін<sup>1</sup>, Т.Г. Соломийчук<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup>Rogante Engineering Office, 62012 Civitanova Marche, Italy

В роботі проведено дослідження впливу імпульсно-дугового процесу зварювання на формування структури та властивості металу швів і ЗТВ в порівнянні зі зварюванням дугою, яка горить стаціонарно. На прикладі високоміцної сталі S460M показано, що імпульсно-дугове зварювання дозволяє ефективно регулювати структуроутворення. За рахунок зміння ТЦЗ, у шві та ЗТВ формується змішана структура, яка дозволяє отримати високі показники міцності і опірності крихкому руйнуванню. Бібліогр. 14, табл. 1, рис. 6.

*Ключові слова:* імпульсно-дугове зварювання, високоміцна сталь, метал шва та ЗТВ, термдеформаційний цикл, структура, властивості зварних з'єднань

Імпульсно-дугове зварювання (ІДЗ) характеризується періодично змінюваною потужністю дуги [1–4] та, завдяки своїм особливостям, дозволяє вирішувати складні технологічні питання при виготовленні унікальних конструкцій, збільшувати продуктивність процесів зварювання, наплавляти корозійностійкі сплави на сталь. В економічно розвинених країнах ІДЗ знаходить все більш широке використання при виготовленні зварних конструкцій з конструкційних сталей міцністю до 500 МПа. Пояснюється це тим, що при ІДЗ розширюються можливості управління процесами плавлення і переносу електродного металу в різних просторових положеннях, поліпшується формування швів, зменшуються перемішування електродного металу з основним металом та розміри зони термічного впливу (ЗТВ) [5–12]. Саме з цим пов'язано те, що відомі іноземні виробники зварювального устаткування значну увагу в своїй діяльності приділяють розробці та виготовленню обладнання для реалізації і розширення можливостей ІДЗ в захисних газах. Значно слабше в технічній літературі висвітлюються питання щодо впливу параметрів ІДЗ на термічні процеси, які відбуваються в металі ЗТВ зварних з'єднань, оскільки вони позначаються на структурі та механічних властивостях даного металу, на його опірності утворенню холодних тріщин і крихкому руйнуванню, тощо. Для успішного застосування ІДЗ в розробці сучасних технологій зварювання виникла необхідність в дослідженнях впливу режимів цього процесу зварювання на формування структури та властивості металу швів і ЗТВ в порівнянні зі зварюванням дугою, яка горить стаціонарно.

Методика досліджень. В роботі використовувалась термомеханічно зміцнена сталь S460M (клас міцності C440), виготовлена згідно ДСТУ EN 10025-4:2007. Хімічний склад сталі S460M, мас. %: 0,15 C; 0,23 Si; 1,3 Mn; 0,09 Cr; 0,019 Ni; 0,01 V; 0,05 Nb; 0,025 Al; 0,013 S та 0,017 P.

В якості джерела живлення використовувався випрямляч інверторного типу марки ewm Phoenix Pulse 401 (фірми «MULTIMATRIX»), який забезпечує різну частоту проходження імпульсів при імпульсно-дуговому зварюванні. Для визначення зварювально-технологічних характеристик джерела струму було використано цифровий осцилограф UTD2000CEX-II, який дозволяє проводити фіксацію вольт-амперної характеристики джерела живлення в широких діапазонах. Для запису осцилограм використовували шунт 75ШСМ, який має опір 150 мкОм. Це дозволило реєструвати струми зварювання до 500 А, при цьому падіння напруги на шунті дорівнювало 75 мВ.

Механізоване зварювання в захисних газах (Ar+18% CO<sub>2</sub>) з'єднань сталі S460M товщиною 16 мм з V-подібним розкриттям кромок дротом суцільного перерізу G3Si1 діаметром 1,2 мм. Кореневі проходи при зварюванні цієї сталі виконували на мідній підкладці. Зварювання з використанням традиційного процесу (дугою, яка горить стаціонарно), виконували на режимі:  $I_{зв} = 180...200$  А,  $U_d = 26$  В,  $v_{зв} = 15...18$  м/год. Режим автоматизованого ІДЗ був наступним:

Автори вдячні А.А. Максименко, А.М. Денисенко, І.І. Алексеєнко за поміч у проведенні експериментів.

Завдовесв А.В. – <https://orcid.org/0000-0003-2811-0765>, Позняков В.Д. – <https://orcid.org/0000-0001-8581-3526>,

Rogante М. – <https://orcid.org/0000-0002-6846-0826>,

© А.В. Завдовесв, В.Д. Позняков, М. Rogante, С.Л. Жданов, В.А. Костін, Т.Г. Соломийчук, 2020



$I_{\text{ср}} = 220 \dots 240 \text{ А}$ ,  $U_{\text{д}} = 26 \dots 28 \text{ В}$ ,  $v_{\text{зв}} = 14 \dots 21 \text{ м/год}$ .  
У даному випадку

$$I_{\text{ср}} = \frac{I_i t_i + I_{\text{п}} t_{\text{п}}}{t_i + t_{\text{п}}},$$

де  $I_i$  – струм в імпульсі (450 А),  $I_{\text{п}}$  – струм в паузі (160 А),  $t_i$  та  $t_{\text{п}}$  – тривалість імпульсу та паузи, відповідно.

Необхідно зазначити, крім середнього струму ІДЗ, також застосовується ефективний струм ІДЗ

$I_{\text{еф}} = \sqrt{(1-\delta)I_{\text{п}}^2 + \delta I_i^2}$  де  $\delta$  – скважність. Так, з урахуванням зазначених вище параметрів ІДЗ  $I_{\text{еф}} \approx 300 \text{ А}$ , що майже на 25 % більше за  $I_{\text{ср}}$ .

Металографічні дослідження виконували за допомогою світлового мікроскопу «Neophot-32», мікротвердість окремих структурних складових і інтегральну твердість металу вимірювали на твердомірі М-400 фірми «LECO» при навантаженні 100 г (HV). Зразки для металографічних досліджень підготовлювали за стандартними методиками із застосуванням алмазних паст різної дисперсності, виявлення мікроструктури виконували методом хімічного травлення у 4%-му спиртовому розчині азотної кислоти.

Для проведення механічних випробувань і визначення холодостійкості із зварних з'єднань виготовляли стандартні зразки. Зразки для випробувань на статичний (короткочасний) розтяг відповідали типу II відповідно до ГОСТ 6996-96. Випробування на ударний згин виконували за ГОСТ 6996-66 (тип IX) при температурі 20° та –40 °С. За результатами проведених випробувань оцінювали вплив способу зварювання на зміну наступних показників металу ЗТВ: міцності ( $\sigma_{\text{т}}$  та  $\sigma_{\text{в}}$ , МПа), пластичності ( $\delta_{\text{с}}$  та  $\psi$ , %) та ударної в'язкості (KCV, Дж/см²).

Здатність металу опиратися крихкому руйнуванню визначали з використанням підходів з механіки руйнування. Згідно методики механіки руйнування критичний коефіцієнт інтенсивності напружень  $K_{1\text{C}}$  використовується для оцінки чутливості металу до концентрації напружень в умовах пласкої деформації при статичному навантаженні (частіше вигином). При підвищенні значень  $K_{1\text{C}}$  чутливість металу до концентрації напружень знижується. Другий критерій механіки руйнування – критичне розкриття тріщини  $\delta_{\text{с}}$  є деформаційним критерієм і використовується для оцінки опору металу до початку зрушення тріщини. За його допомогою здійснюється оцінка опору металу крихкому руйнуванню в умовах великої пластичної деформації, коли тріщина у своїй вершині досягає критичних розмірів значення  $\delta_{\text{с}}$  і починає швидко розповсюджуватися,

використовуючи енергію, що вивільняється при подальшому її зростанні.

Значення критеріїв  $K_{1\text{C}}$  та  $\delta_{\text{с}}$  визначали за стандартними методиками.

Для визначення значень критичного коефіцієнта інтенсивності напруження  $K_{1\text{C}}$  користувалися формулою:

$$K_{1\text{C}} = \frac{PLY}{t\sqrt{b^3}} \quad (1.1),$$

де  $P$  – критичне навантаження, при якому зразок руйнується;  $L$  – відстань між опорами;  $t$  – товщина зразка;  $b$  – ширина зразка;  $Y$  – коефіцієнт форми зразка.

Критичне розкриття тріщини  $\delta_{\text{с}}$  визначали по формулі:

$$\delta_{\text{с}} = \frac{4K_{1\text{C}}^2}{\pi\sigma_{\text{т}}E}, \quad (1.2),$$

де  $E$  – модуль Юнга для сталі дорівнює 200 ГПа.

Для визначення значень критичного коефіцієнту інтенсивності напружень  $K_{1\text{C}}$  і критичного розкриття тріщини  $\delta_{\text{с}}$  застосовували зразки прямокутного перерізу розміром 10×20×90 мм з надрізом довжиною 7 мм та тріщиною втоми довжиною 3 мм. Ці зразки випробували на трьохточковий вигин у діапазоні температур від 20° до –40 °С.

**Результати роботи та їх обговорення.** *Зварювально-технологічні характеристики.* Джерело живлення ewm Phoenix Pulse 401 відноситься до інверторного типу. У зв'язку з цим, було проведено порівняння вольт-амперних характеристик з джерелом живлення ВДУ500, обладнаного діодним випрямлячем. З наведених на рис. 1 результатів видно, що зазначені джерела струму суттєво відрізняються за характеристиками зміни зварювального струму. Встановлено, що стаціонарний режим зварювання з використанням джерела живлення ВДУ характеризується постійним струмом з незначними осциляціями. Величина струму на осцилограмі відповідає 120 А. Для джерела живлення ewm Phoenix Pulse 401, обладнаного інверторним випрямлячем, залежність зміни струму зварювання принципово відрізняється. При невеликій розгортці осцилограми ( $\tau \sim \text{мс}$ ) спостерігається широка полоса щільних імпульсів достатньо великої амплітуди (рис. 1, в). З метою виявлення особливостей амперної характеристики було збільшено масштаб розгортки осцилограми до мікросекунд (рис. 1, г). За таких умов проявляються особливості зміни зварювального струму, які носять імпульсний характер. Середній струм зварювання при імпульсно-дуговому процесі було обрано для порівняння зі струмом зварювання стаціонарно палаючою дугою.



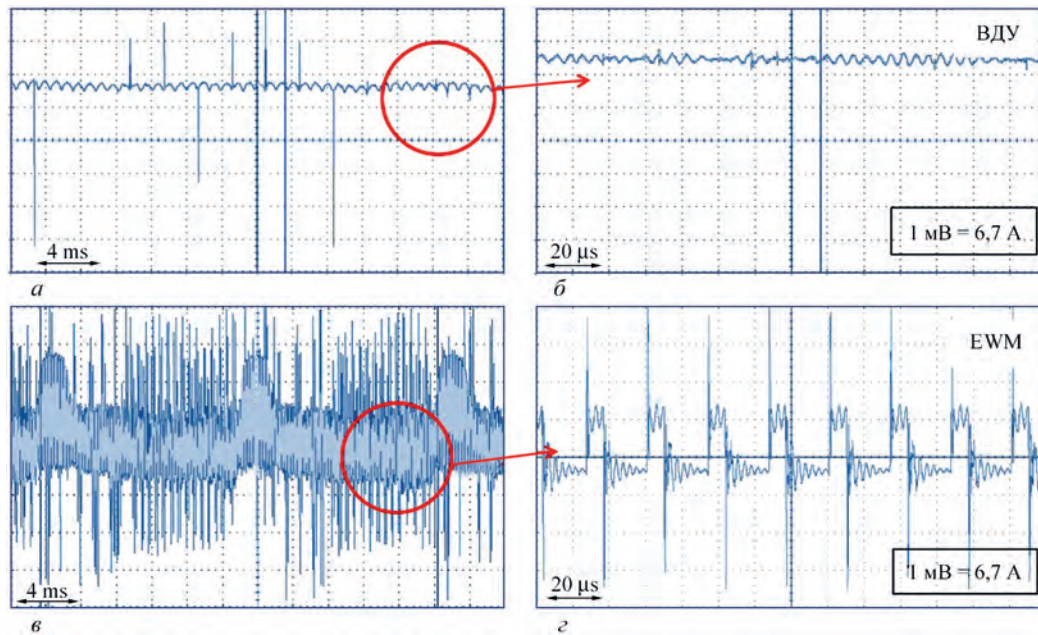


Рис. 1. Осцилограми зварювального струму для джерел живлення діодного та інверторного типів (опис див. у тексті)

**Структура та властивості основного металу.** Завдяки проведенню термомеханічної прокатки в діапазоні температур 900...700 °С з контрольованим охолодженням в сталі S460M утворюється феритно-перлітна, полосчата структура з твердістю  $HV\ 195$  (рис. 2). Бал зерна відповідає № 10 по ГОСТ 5639-82, а бал полосчатості – номеру 5 за шкалою 3 по ГОСТ 5640-68.

Така мікроструктура сталі S460M вказаного вище хімічного складу забезпечує наступний рівень механічних властивостей: межа плинності  $\sigma_{0,2} = 452$  МПа, межа міцності  $\sigma_b = 581$  МПа, відносне подовження  $\delta_5 = 26$  %, відносне звуження  $\psi = 58$  %.

Металографічними дослідженнями структури (рис. 3) зварних з'єднань сталі S460M встановлено, що при зварюванні дугою, яка горить стаціонарно у шві, формується переважно феритна структура різної модифікації (полігональний, полідрічний, крупногольчастий). Твердість по Вікерсу такої структури знаходиться в межах від 1950 до 2030 МПа. Мікроструктура ділянки крупного зерна ЗТВ складається з суміші верхнього та нижнього бейніту. Твердість по Вікерсу цієї ді-

лянки ЗТВ досягає 2730 МПа. В ділянці дрібного зерна металу ЗТВ спостерігається структура переважно верхнього бейніту. Твердість цієї ділянки ЗТВ знижується до 2600 МПа. В ділянці неповної перекристалізації ЗТВ поряд з ділянкою бейніту формується ферит і перліт, що істотно знижує твердість до 2130...2260 МПа.

При ІДЗ мікроструктура метала шва істотно відрізняється від мікроструктури метала шва, виконаного дуговим зварюванням, а саме: значно подрібнюються пластини голчастого фериту (до 1...3 мкм) і зменшується кількість полідрічного фериту (до 5...10 %); суттєво вужчими стають виділення полігонального фериту (до 3...10 мкм), що розташовано по межах первинних аустенітних зерен. Такі зміни мікроструктури призводять до підвищення в шві твердості до 2420 МПа. На ділянці крупного зерна металу ЗТВ спостерігається переважно бейнітна структура з незначною часткою (до 3...5 %) мартенситу. Твердість цієї ділянки ЗТВ відповідно підвищується до 3250...3340 МПа. Структура ділянки дрібного зерна металу ЗТВ складається з суміші верхнього та нижнього бейніту (2650...2810 МПа). На ділянці неповної перекристалізації ЗТВ спостерігається перліт і ферит, що істотно знижує твердість металу по Вікерсу до 2320...2400 МПа.

Такі відмінності мікроструктури зумовлені особливостями протікання термічних циклів зварювання (ТЦЗ) при ІДЗ (рис. 4), а саме, швидкість охолодження металу на ділянках ЗТВ, які нагріваються до температур 1000 °С, і більш вища, ніж при процесі зварювання дугою, що горить стаціонарно. За рахунок цього в структурі з'являються мартенситні складові. В ЗТВ, де метал нагрівається до температур нижче 1000 °С, швидкість охоло-

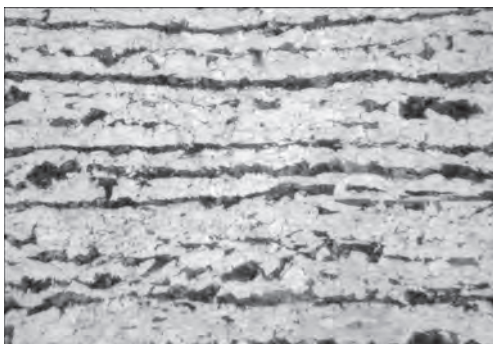


Рис. 2. Мікроструктура ( $\times 500$ ) сталі S460M

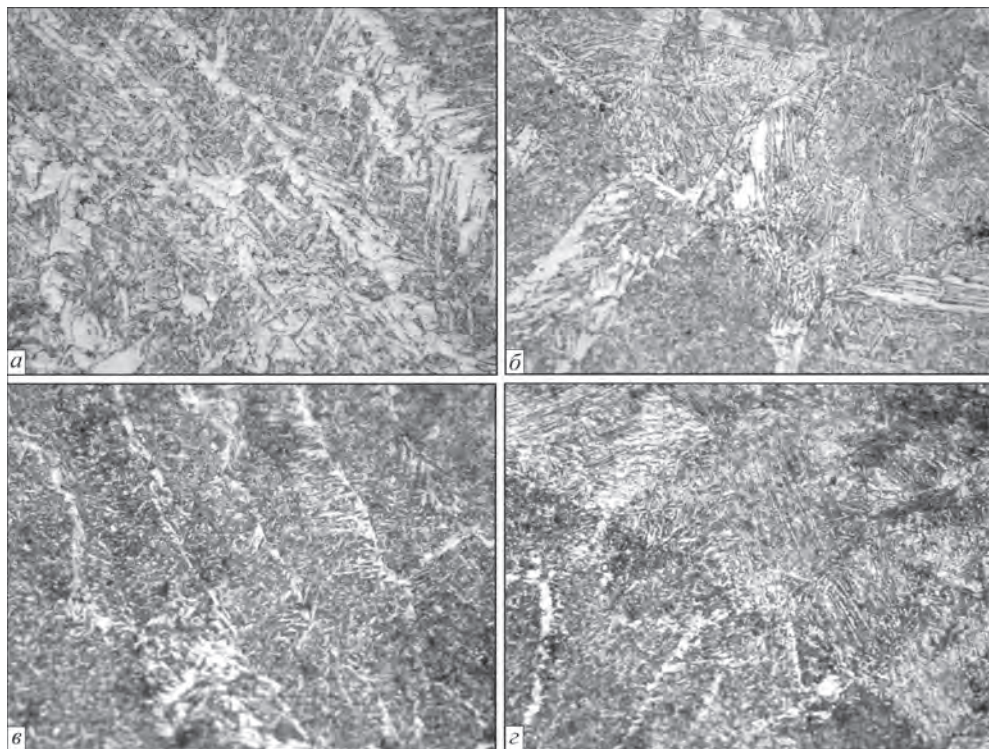


Рис. 3. Мікроструктура ( $\times 500$ ) металу шву (а, в) та ЗТВ (б, з) сталі S460M, виконаних традиційним дуговим (а, б) та імпульсно-дуговим (в, з) зварюванням

дження металу нижча, ніж при зварюванні дугою, що горить стаціонарно. Це сприяє протіканню дифузійних процесів під час структурних перетворень і як наслідок формуванню змішаної бейнітно-мартенситної структури.

Як зазначається авторами роботи [13], ТЦЗ відіграє ключову роль при твердінні металу шва, оскільки впливає на подрібнення структурних складових. При ІДЗ відбувається переривання у дузі, яке викликає термічний «удар» (осадження металу переривається), що призводить до збільшення центрів кристалізації. Як наслідок, подрібнюється структура і підвищуються характеристики міцності.

Дослідження твердості (рис. 5) зварних з'єднань дозволило встановити, що при ІДЗ її рівень в металі шва вищий на 20 % від твердості металу шва, виконаного дуговим зварюванням. Це зумовлено формуванням дрібнодисперсної структури. У ЗТВ значення твердості при ІДЗ також вищі ніж при ДЗ, але незважаючи на це, вони не перевищують значень в  $HV\ 350$ , тобто в такому металі утворення холодних тріщин буде малоімовірним. Слід зазначити, що при ІДЗ твердість у металі ЗТВ спадає до рівня вихідного металу швидше.

Механічні властивості зварних з'єднань наведено у таблиці. З наведених даних видно, що за умов ІДЗ досягаються більші значення міцності при збереженні показників ударної в'язкості на рівні вимог EN 10025-2 (ДБН В.2.6.-198:2014),  $KCV_{40} \geq 25 \text{ Дж/см}^2$ . Показники опірності крихкому руйнуванню зварних з'єднань, виконаних ІДЗ,

як зазначається авторами роботи [13], ТЦЗ відіграє ключову роль при твердінні металу шва, оскільки впливає на подрібнення структурних складових. При ІДЗ відбувається переривання у дузі, яке викликає термічний «удар» (осадження металу переривається), що призводить до збільшення центрів кристалізації. Як наслідок, подрібнюється структура і підвищуються характеристики міцності.

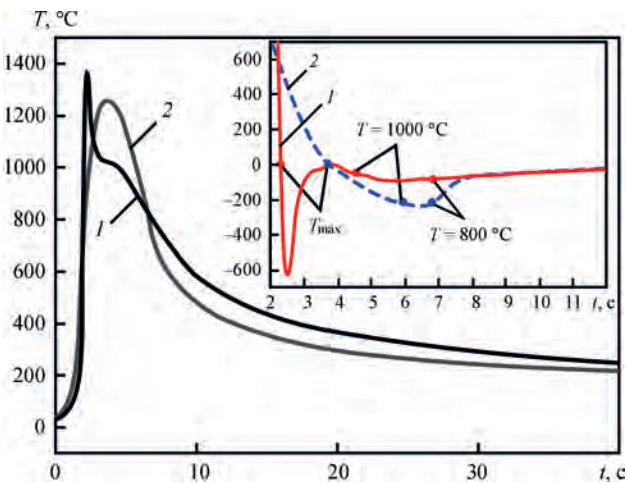


Рис. 4. Термічні цикли зварювання для ІДЗ (1) та ДЗ (2)

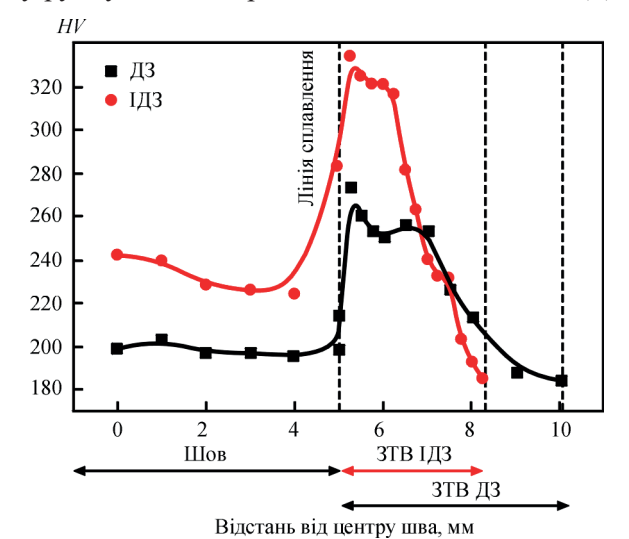


Рис. 5. Твердість зварних з'єднань сталі S460M



Механічні властивості зварних з'єднань сталі S460M при різних способах зварювання

Ділянка шва	Спосіб зварювання	$\sigma_t$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$KCV_{20^\circ}$ Дж/см <sup>2</sup>	$KCV_{-40^\circ}$ Дж/см <sup>2</sup>
Шов	ДЗ	477	586	28	73	215	100
	ІДЗ	570	667	24	68	212	111
ЗТВ	ДЗ	632*	763*	-	-	149	150
	ІДЗ	778*	940*	-	-	137	122
ОМ		452	581	26	60	111	95

\*Розрахункові значення [14]:  $\sigma_b - HV\ 0,31$ ,  $\sigma_t - HV\ 0,25$ .

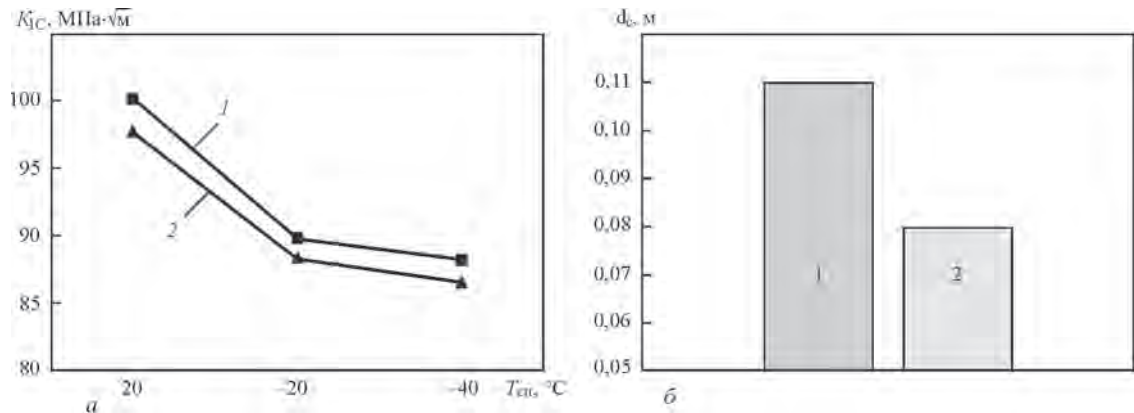


Рис. 6.  $K_{IC}$  (а) та  $d_k$  (б) для ІДЗ: 1 – шов; 2 – ЗТВ

незважаючи на високі значення твердості, знаходяться на достатньо високому рівні (рис. 6), що зумовлено формуванням дрібнодисперсної структури.

Таким чином, ІДЗ дозволяє ефективно регулювати структуроутворення в зварних з'єднаннях високоміцних сталей. За умов приблизно однакових погонних енергій, ефективний струм зварювання ІДЗ на 25 % більше, ніж при зварюванні дугою, що горить стаціонарно. Це дозволяє збільшити глибину проплавлення. Особливості імпульсної зміни зварювального струму суттєво змінюють характер ТЦЗ, і як наслідок, структуру зони термічного впливу. Формування змішаної структури у ЗТВ дозволяє отримати високі показники міцності і опірності крихкому руйнуванню.

### Висновки

Аналіз експериментальних даних показав, що при ІДЗ, за рахунок змінення ТЦЗ (збільшення швидкості охолодження в інтервалі температур >1000 °C), у шві формується подрібнена структура у порівнянні з ДЗ, а у ЗТВ формуються гартівні структури. При цьому швидкість охолодження металу ЗТВ в інтервалі температур 600...500 °C зменшується практично в 1,5 рази, що дозволило зменшити ширину ЗТВ на 40 %. В результаті випробувань встановлено, що метал швів та ЗТВ зварних з'єднань сталі S460M, виконаних ІДЗ, в досліджуваному діапазоні температур мають достатньо високий опір крихкому руйнуванню, та на 20 % більші показники міцності.

### Список літератури/Reference

- Palani, P.K., Murugan, N. (2006) Selection of parameters of pulsed current gas metal arc welding. *J. of Materials Processing Technology*, 172, 1–10.
- Tong, H., Ueyama, T., et al. (2001) Quality and productivity improvement in aluminium alloy thin sheet welding using alternating current pulsed metal inert gas welding system. *Sci. Technol. Weld. Join*, 6, 4, 203–208.
- Needham, J.C., Carter, A.W. (1965) Material transfer characteristics with pulsed current. *Brit. Weld. J.*, 5, 229–241.
- Позняков В.Д., Завдовеев А.В., Гайваронский А.А. и др. (2018) Влияние режимов импульсно-дуговой сварки на параметры металла шва и ЗТВ сварных соединений, выполненных проволокой Св-08Х20Н9Г7Т. *Автоматическая сварка*, 9, 9–16.
- Poznyakov, V.D., Zavdoveev, A.V., Gajvoronsky, A.A. et al. (2018) Effect of pulsed-arc welding modes on the change of weld metal and HAZ parameters of welded joints produced with Sv-08Kh20N9G7T wire. *The Paton Welding J.*, 9, 7-12.
- Rajasekaran, S. (1999) Weld bead characteristics in pulsed GMA welding of Al–Mg alloys. *Weld. J.*, 78, 12, 397–407.
- Murray, P.E. (2002) Selecting parameters for GMAW using dimensional analysis. *Ibid*, 81, 7, 125–131.
- Amin, M., Ahmed, N. (1987) Synergic control in MIG welding 2–power current controllers for steady dc open arc operation. *Met. Construct.*, June, 331–340.
- Amin, M. (1983) Pulse current parameters for arc stability and controlled metal transfer in arc welding. *Ibid*, May, 272–377.
- Lambert, J.A. (1989) Assessment of the pulsed GMA technique for tube attachment welding. *Weld. J.*, 68, 2, 35–43.
- Essers, W.G. Van Gompal (1984) Arc control with pulsed GMA welding. *Ibid*, 6, 6, 26–32.
- Amin, M. (1981) Synergetic pulse MIG welding. *Metal construction*, 6, 349–353.
- Dorn, L., Devakumaran, K., Hofmann, F. (2009) Pulsed current gas metal arc welding under different shielding and pulse parameters. Part 2: Behaviour of metal transfer. *ISIJ international*, 49, 2, 261–269.
- Devakumaran, K., Ghosh, P.K. (2010) Thermal Characteristics of Weld and HAZ during Pulse Current Gas Metal Arc Weld Bead Deposition on HSLA Steel Plate. *Materials and Manufacturing Processes*, 25, 7, 616–630, DOI:10.1080/10426910903229347.

14. Чукин М.В., Полецков П.П., Гущина М.С., Бережная Г.А. (2016) Определение механических свойств высокопрочных и сверхвысокопрочных сталей по твердости. *Обработка сплошных и слоистых материалов*, 1, 44, 28–35.

Chukin, M.V., Poletskov, P.P., Gushchina, M.S., Berezhnaya, G.A. (2016) Determination of mechanical properties of high-strength steels by hardness. *Obrabotka Sploshnykh i Sloistykh Materialov*, 1(44), 28–35 [in Russian].

## FEATURES OF STRUCTURE FORMATION AND PROPERTIES OF JOINTS OF S460M STEEL, MADE BY PULSED-ARC WELDING

A.V. Zavdoveev<sup>1</sup>, V.D. Pozdnyakov<sup>1</sup>, M. Rogante<sup>2</sup>, S.L. Zhdanov<sup>1</sup>, V.A. Kostin<sup>1</sup>, T.G. Solovejchuk<sup>1</sup>

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Rogante Engineering Office, 62012 Civitanova Marche, Italy

The work is a study of the impact of pulsed-arc welding process on structure formation and properties of the metal of the weld and HAZ, compared to welding by a stationary arc. In the case of high-strength steel S450M, it is shown that pulsed-arc welding allows effective regulation of structure formation. Owing to a change of TCW, the weld and HAZ form a mixed structure that allows achieving high values of strength and brittle fracture resistance. 14 Ref., 1 Tabl., 6 Fig.

*Keywords: pulsed-arc welding, high-strength steel, weld and HAZ metal, thermodeformational cycle, welded joint properties*

Надійшла до редакції  
06.02.2020

### НОВА ВЕРСІЯ ПРОГРАМНОГО ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ДЛЯ РОЗКРОЮ КОМПАНІЇ HYPERTHERM

Компанія Hypertherm (Нідерланди), виробник промислових систем різання та програмного забезпечення, оголосила про випуск ProNest®2021, нової основної версії програмного забезпечення САПР/АСТПВ для розкрою при виконанні автоматизованого різання. У новій версії реалізовані нові функції та удосконалення, покликані забезпечити більш високу ефективність та рентабельність виробництва для клієнтів. Зокрема, користувачам доступні наступні функції:

- перероблена система автоматизованого двомірного проектування включає розширену підтримку шрифтів, можливість зміни форми тексту та інші нові функції, які широко застосовуються виробниками таблиць, вивісок, покажчиків;
- в настройках редактора САПР користувачі можуть задати програму САПР, яка буде використовуватися по замовчуванню для внесення змін в деталі зі списку деталей ProNest. Можна вибрати вбудовану в ProNest програму САПР або сторонню програму, наприклад AutoCAD;
- звіт про деталі швидко відкривається в списку деталей, дозволяючи користувачам додавати звіти про окремі деталі з їх зображеннями, а також із зазначенням їх розмірів, матеріалу, класу, процесу, вартості виготовлення або обробки та іншої інформації;
- мостове різання деталей з внутрішніми вирізами дозволяє додавати мости в текст та інші внутрішні контури, щоб вирізані деталі не випадали з заготовки. Це зводить до мінімуму кількість внутрішніх вирізів на деталях, забезпечуючи естетичний зовнішній вигляд готових виробів і знижуючи кількість зіткнень різаків з вирізаними деталями, які застрягли в вирізаних отворах в вертикальному положенні.

ProNest2021 доповнює і розширює переваги ProNest2019, дозволяючи підвищити ефективність процесу програмування. Незалежно від типу різання, будь-то плазмове, гідроабразивне, лазерне або кисневе різання, ефективні інструменти нової версії дозволять виробникам забезпечити більш істотну економію матеріалу, значно підвищити продуктивність, скоротити експлуатаційні витрати і підвищити якість різання.

Одночасно компанія Hypertherm випускає оновлення для ПЗ ProNestLT для клієнтів з меншими вимогами до обсягу виробництва і інтенсивності експлуатації обладнання. Користувачі з діючою передплатою на програмне забезпечення та клієнти з чинним планом супроводу можуть безкоштовно оновитися до нової версії свого продукту і як і раніше отримувати необмежену технічну підтримку і користуватися іншими перевагами.

Компанія Hypertherm розробляє і виробляє промислові товари для різання, що застосовуються в самих різних галузях, наприклад, суднобудуванні, машинобудуванні та ремонті автомобілів. У сімейство продуктів компанії входять системи різання, засоби управління переміщенням і регулювання висоти з ЧПУ, програмне забезпечення для розкрою, програмне забезпечення для роботів і витратні деталі. Системам Hypertherm довіряють завдяки їх ефективності і надійності, які забезпечують більш високу продуктивність і рентабельність для сотень тисяч підприємств. Репутація компанії в області інновацій різання веде свій відлік вже більше 50 років, – з 1968 р., коли в Hypertherm була винайдена плазмове різка з уприскуванням води. Компанія знаходиться в спільному володінні більш ніж 1400 партнерів, має дилерську мережу і веде операції по всьому світу.

*Більш детальна інформація представлена на веб-сайті [www.hypertherm.com](http://www.hypertherm.com).*



# СТРУКТУРНИЙ СТАН ТА ВТОМЛЮВАНА ПОШКОДЖУВАНІСТЬ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ

В.В. Дмитрик, А.К. Царюк, О.С. Гаращенко, Т.О. Сиренко

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут». 61002, м. Харків, вул. Кирпичова, 2.

E-mail: [garashchenko.helena@gmail.com](mailto:garashchenko.helena@gmail.com)

На даний час ряд енергоблоків ТЕС, після їх напрацювання близько 250000 год. у відносно стаціонарному режимі, перейшли в маневрений режим роботи. Такий перехід зумовив необхідність вивчення пошкоджуваності їх обладнання за механізмом втоми і, в першу чергу, зварних з'єднань паропроводів з теплостійких сталей, що працюють в умовах повзучості. Подальше збільшення пошкоджуваності втомою обумовлює необхідність підвищення вимог до вихідної структури як зварних з'єднань, що виготовляються, так і деталей, що піддаються ремонту з використанням зварювання. Бібліогр. 14, рис. 12.

*Ключові слова:* пошкоджуваність металу; зварні з'єднання; тріщини втоми; структурний стан; умови повзучості, дислокації

Напрацювання ряду обладнання енергоблоків ТЕС, які експлуатуються в умовах маневрового режиму, перевищило 270000 год. В міру збільшення напрацювання обладнання, відповідно зростає і його пошкоджуваність, яка одночасно реалізується за механізмом повзучості і за механізмом втоми [1, 2]. Кожен з наведених механізмів, а також їх спільний прояв, на наш погляд, вимагає окремого розгляду.

Інтенсивність утворення втомних тріщин в зварних з'єднаннях паропроводів зі сталей 15X1M1Ф та 12X1MФ обумовлено наявністю певної структурної, хімічної і механічної неоднорідності. Наведена неоднорідність має тенденцію зростати в процесі збільшення напрацювання зварних з'єднань, що призводить до збільшення інтенсивності їх пошкоджуваності за механізмом втоми [3]. Утворення втомних тріщин в устаткуванні ТЕС, а також в зварних з'єднаннях паропроводів, стосовно їх напрацювання до 250000 год., розглянуто в роботах [4–6].

Встановлено, що спільний прояв деформаційних процесів і структурно-фазових змін металу зварних з'єднань сприяє зниженню ресурсу їх експлуатації [6–8]. У процесі тривалого напрацювання вихідна структура металу зварних з'єднань перетворюється в феритно-карбідну суміш [9], а також збільшується її залишкова деформація [8]. Відповідно збільшується втомна пошкоджуваність зварних з'єднань, що має свої особливості. З огляду на те, що розвиток тріщин втоми відбувається переважно по крихкому механізму [5–8, 10], необхідно вивчати структурний стан зварних з'єднань як контролюючий ефект розвитку тріщин.

Відмічається тенденція прискореного утворення втомних тріщин, що пов'язано, відповідно, зі

структурними перетвореннями в металі зварних з'єднань, які тривалий час (понад 270000 год.) експлуатуються в умовах повзучості і малоциклової втоми. Отже, для зменшення втомної пошкоджуваності доцільно підвищити рівень стабільності структури зварних з'єднань.

Метою даної роботи є уточнення зв'язку між структурним станом тривало експлуатованих (270000...300000 год.) зварних з'єднань паропроводів зі сталей 15X1M1Ф і 12X1MФ та їх втомної пошкоджуваності.

**Методика дослідження мікроструктурного стану.** Мікроструктурний стан металу зварних з'єднань вивчали шляхом використання методів та методик світлової та електронної мікроскопії. Також використовували відомі методики переходу від даних в площині шліфа до об'ємних даних. Відповідно застосовували статистичні методи. Рентгеноструктурне дослідження карбідних фаз проводили на порошковому дифрактометрі «Siemens D-500» в монохроматизованому мідному випромінюванні з графітовим монохроматором на відбитому пучку. Розрахунок виконували за методом Рітвельда.

Кількість карбідних фаз та їх розміри визначали експериментально. Металографічний аналіз проводили відповідно до вимог нормативної документації. Шляхом вивчення кристалічної будови, визначення хімічного складу і вимірювання середнього розміру карбідів за двома взаємно перпендикулярними напрямками, класифікували карбідні фази.

Металографічно досліджували по 12 однотипних зразків, вирізаних з діючих паропроводів зі сталей 12X1MФ та 15X1M1Ф. Напрацювання зразків становило 270 000...300 000 год.

**Вивчення механізму зародження втомних тріщин.** Зародження і розвиток втомних тріщин в еле-

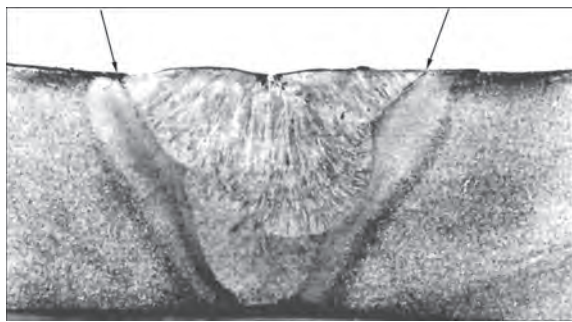


Рис. 1. Макроструктура ( $\times 1,0$ ) зварного з'єднання зі сталі 15X1M1F (місця найбільших концентраторів напружень вказані стрілками)

ментах паропровідних систем відбувається переважно в зонах підвищеної концентрації напружень, що обумовлено конструкторськими, технологічними і експлуатаційними факторами. Наприклад, у верхній зоні кутових швів, де можливе утворення підрізів або на ділянці сплавлення зони термічного впливу (ЗТВ) зварних з'єднань (рис. 1).

Втомні тріщини мають клиноподібну форму (рис. 2, 3) [4–6].

Встановлено, що вплив корозійного середовища сприяє в досліджуваних зварних з'єднаннях прискореному розвитку втомних тріщин [4, 5], що вимагає окремого розгляду.

Важливо уточнити особливості зародження (інкубаційна стадія утворення) втомних тріщин в зварних з'єднаннях, що істотно залежить від їх структурного стану і пластичного деформування.

Вихідна структура ділянок ЗТВ, а також основного металу і металу шва зварних з'єднань з різною інтенсивністю перетворюється в феритно-карбідну суміш. Мінливий структурний стан тривало експлуатованих зварних з'єднань в значній мірі залежить від рівня їх вихідної структурної неоднорідності. Наявність такої неоднорідності, що збільшується в міру напруження зварних з'єднань, сприяє утворенню втомних тріщин. І в першу чергу утворення тріщин обумовлено можливою наявністю локальних бракувальних структур, які поки не розглядаються нормативною документацією, проте виявляються в діючих зварних з'єднаннях паропроводів. У більшості ви-

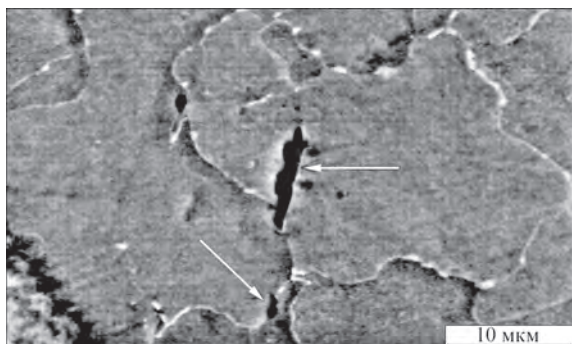


Рис. 2. Втомні тріщини на стадії зародження (стрілки). Зварне з'єднання зі сталі 15X1M1F



Рис. 3. Втомна тріщина на стадії розвитку. Зварне з'єднання зі сталі 15X1M1F ( $\times 2000$ )

падків бракувальні структури мають локальний характер і їх повне виявлення методами неруйнівного контролю не надається можливим. Наприклад, на ділянці сплавлення ЗТВ, який зазнає зварювальний нагрів в область температур  $T_L - T_S$  і має розміри 0,10...0,15 мм, у вихідній структурі можуть утворюватися укрупнені феритні зерна, згруповані в ланцюжки (рис. 4).

Феритні зерна можуть зміщуватися в бік ділянки перегріву ЗТВ (розмір 1,5...2,1 мм), який зазнає зварювальний нагрів в область температур  $T_S - 1150$  °C (приблизно). На ділянках сплавлення, перегріву і нормалізації можливим є утворення великих аустенітних зерен (бал 3-4, ГОСТ 5639-82), що можна віднести до бракувальних структур. На ділянках перегріву і нормалізації при зварюванні товстостінних труб може формуватися відманштеттова структура, яку також слід розглядати як бракувальну.

У структурі ділянки неповної перекристалізації ЗТВ (зварювальний нагрів в область температур  $A_{C1} - A_{C3}$ ) може формуватися глобуляризований перліт (рис. 5). Наведену структуру слід також віднести до бракувальної.

Наявність локальних бракувальних структур, а також структур, які умовно можна віднести до бракувальних, сприяє прискореному перетворенню вихідної структури тривало експлуатованих зварних з'єднань в феритно-карбідну суміш, тобто деградації структури. Основними особливо-

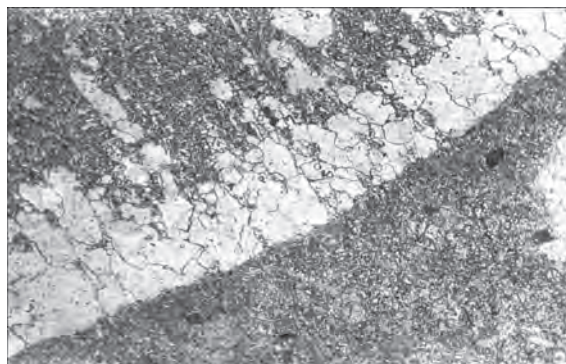


Рис. 4. Бракувальна структура ділянки сплавлення зони термічного впливу зварного з'єднання зі сталі 15X1M1F



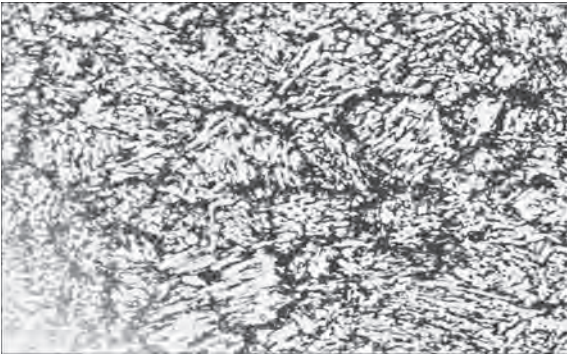


Рис. 5. Мікроструктура ( $\times 300$ ) ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15X1M1F

стями, контролюючими структурний стан зварних з'єднань (напрацювання 270000...300000 год.), є [6–8, 11–13]: перехід легуючих елементів з  $\alpha$ -фази в карбіди; наявність сегрегації в прикордонних зонах зерен  $\alpha$ -фази; коагуляція карбідів. Формується, при наявності вихідних бракувальних структур, структурний стан, що характеризується прискореним утворенням втомної пошкодженості. Більшої, приблизно на 20...25 %, в порівнянні з наявністю вихідної структури, в якій наведені бракувальні структури відсутні. Зауважимо, що пошкодженість в міру збільшення напрацювання зварних з'єднань (після 300000 год.) збільшується, що вимагає додаткового вивчення.

Виявлено, що в наведених структурах, які розглядаються як бракувальні, перехід хрому, молібдену і ванадію з  $\alpha$ -фази в карбіди є більш інтенсивним, приблизно на 10...20 % більшим, ніж в аналогічних структурах, які відповідають нормативним вимогам. Перехід хрому, молібдену і ва-

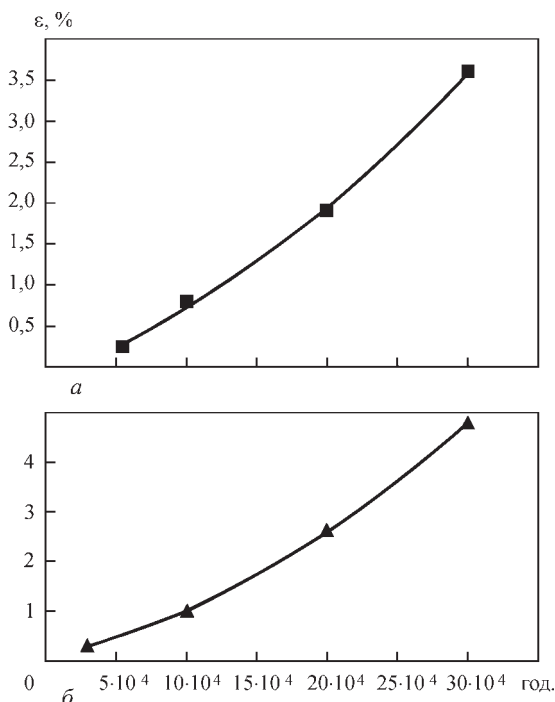


Рис. 6. Залежність деформації ділянок ЗТВ зварних з'єднань зі сталі 12X1MF від їх напрацювання: а – метал ділянки перегріву; б – ділянки неповної перекристалізації

надію сприяє збільшенню деформаційної здатності зерен  $\alpha$ -фази і зниження теплостійкості [8]. При наявності розглянутих структур опір деформації при тривалому напрацюванні зварних з'єднань зменшується, а пошкодженість тріщинами втомі збільшується приблизно на 15...25 %.

Обґрунтовано, що вихідні бракувальні структури утворюються в умовах збільшеного зварювального нагріву, можливість якого може допускатися як при виготовленні нових зварних з'єднань, так і при зварювальному ремонті пошкоджених елементів паропроводів. Зауважимо, що зварювальний нагрів для отримання вихідної структури зварних з'єднань (особливо товстостінних) з поліпшеними якісними характеристиками доцільно визначати шляхом його моделювання.

**Обговорення результатів дослідження.** Нормативною документацією передбачено, що деформація паропроводів не повинна перевищувати 1,0...1,5 % [11, 14]. Однак деформація окремих ділянок ЗТВ становить, при тривалості напрацювання зварних з'єднань, понад 250 000 год., близько 3...7 % [4–7]. Зародження втомних тріщин відбувається в процесі мікрореформації металу зварних з'єднань. Метал ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань (рис. 5), при їх напрацюванні 270000...300000 год., деформується приблизно на 4...7 %, а основний метал – на 0,5...0,7 %.

На рис. 6 показано залежність деформації ділянок ЗТВ зварних з'єднань зі сталі 12X1MF ( $\epsilon$ , %) від їх напрацювання.

Встановлено, що у поверхневій (зовнішній) зоні металу ділянки неповної перекристалізації ЗТВ відзначається відносно найбільша локальна щільність дислокацій в зернах матричного фериту (рис. 7). Щільність дислокацій у середній і поверхневій (внутрішня поверхня паропроводу) зонах зварного з'єднання паропроводу є значно меншою (рис. 8). У структурі тривало експлуатованих зварних з'єднань спостерігається зміна дислокаційної структури. Найбільша зміна є характерною для ділянок сплавлення, перегріву і неповної перекри-



Рис. 7. Дислокаційна будова зовнішньої (приповерхневої) частини ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12X1MF. Ресурс 280 000 год.,  $\epsilon = 4$  %

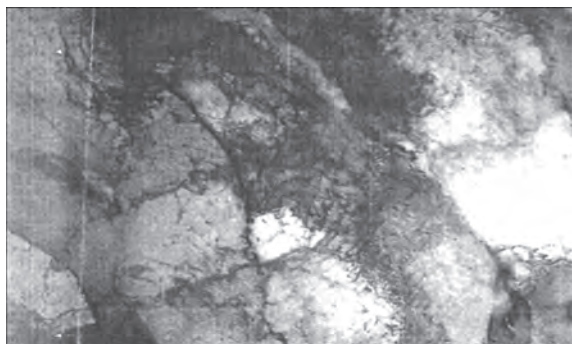


Рис. 8. Дислокаційна структура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ (середня частина) зварного з'єднання (див. рис. 7)

сталізації ЗТВ, менша – для металу шва і основного металу. У процесі пластичної деформації на границях зерен  $\alpha$ -фази (матричний ферит і бейніт відпуску) генеруються нові дислокації, а також відбувається анігіляція дислокацій, що підтверджується зниженням до 10...20 % значень мікротвердості, в порівнянні з вихідною мікротвердістю. Швидкість знеміцнення перевищує зміцнення.

Збільшенню локальної щільності дислокацій сприяють коагулюючі в довжину карбіди  $M_{23}C_6$  та  $M_7C_3$ , розташовані на границях зерен  $\alpha$ -фази. Утворення дислокацій пов'язане з дифузійним переміщенням хрому і молібдену з центральних зон зерен  $\alpha$ -фази в їх приграничні зони та утворенням сегрегації [11]. У меншій мірі дислокації утворюються в зернах  $\alpha$ -фази (матричний ферит), чому сприяє дифузійне переміщення ванадію і утворення нових, особливо дрібнодисперсних, карбідів VC.

Мікроплинність як ефект мікропластичної деформації в обсязі зерен  $\alpha$ -фази, забезпечується проходженням процесів повернення і початкової стадії рекристалізації [12]. Змінюється будова дислокаційної структури, що призводить до усунення фрагментів окремих границь зерен, а потім і до повного усунення таких границь (рис. 9).

У зернах  $\alpha$ -фази утворюється полігональна структура (рис. 10). Спостерігається також і розмивання окремих вихідних субграниць. Біля виділень других фаз формується розвинена мережа дислокацій, що мають вигнуту форму (див. рис. 8). Локальна щільність дислокацій на ділянці неповної перекри-

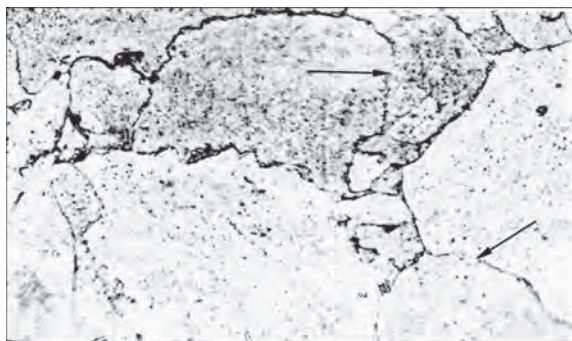


Рис. 9. Мікроструктура ( $\times 360$ ) ділянки перегріву ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12X1МФ (усунення фрагментів границь зерен відзначено стрілками). Ресурс 280 000 год.

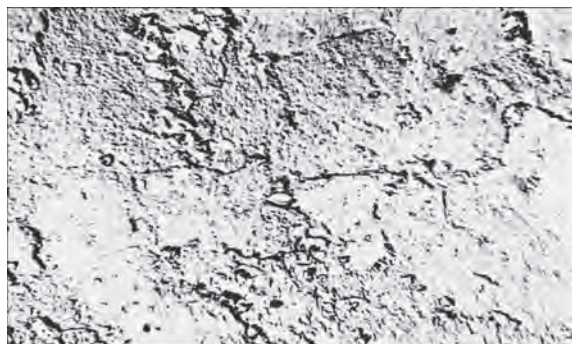


Рис. 10. Полігональна структура ( $\times 4000$ ) ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12X1МФ. Ресурс 186 000 год.

сталізації ЗТВ є значно вищою ніж на інших ділянках, а також в основному металі та в металі шва.

Стосовно стикових швів (прямі ділянки паропроводів) циклічне деформування металу має свої особливості. Відповідно на ділянках ЗТВ, в металі шва і основному металі спостерігається по-різному розвинена дислокаційна структура. Пластична плинність, яка бере початок від границь зерен  $\alpha$ -фази, також є різною. При деформації 5...7 %, що характерно для ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань із сталі 15X1МФ (напрацювання 290000 год.), в зернах матричного фериту виявляються смуги ковзання (рис. 11). При меншому рівні деформації прояв смуг ковзання не спостерігається.

Слід вважати, що в процесі зародження тріщин (циклічна пошкоджуваність) вивчення особливостей утворення стійких смуг ковзання, як об'ємний фактор, має фундаментальне явище. Наявність смуг ковзання в структурах ділянок ЗТВ має відмінні риси (форма, довжина, кількість) від аналогічних смуг в металі шва і в основному металі.

Встановлено, що накопичення, в умовах повзучості та малоциклової втоми в металі зварних з'єднань пластичної деформації, забезпечується одночасним переміщенням дислокацій за механізмом ковзання і за механізмом переповзання. Підтвердження наявності механізму переповзання є утворення пор повзучості біля коагулюючих

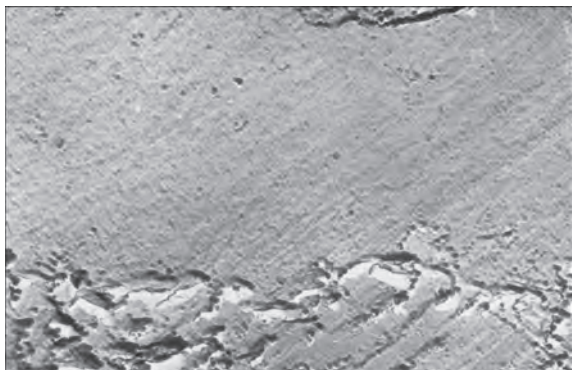


Рис. 11. Смуги ковзання в матричному фериті ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12X1МФ. Ресурс 290 000 год. ( $\times 1100$ )



карбідів по границях зерен  $\alpha$ -фази [7]. Переміщення дислокацій в більшій мірі відбувається за системою  $\{112\} \langle 111 \rangle$  і в меншій мірі за системами  $\{112\} \langle 110 \rangle$  і  $\{123\} \langle 111 \rangle$ . При перетині дислокацій з вектором дотику, що є нормальним до їх площин ковзання, утворюються сходинок. Сходинок в структурі зварних з'єднань можуть бути одиничними або рідкісними (деформація  $\leq 1\%$ ). Їх кількість збільшується при деформації 2...8 %. Утворення конфігурації сходинок забезпечується особливостями руху і перетину дислокацій, в тому числі рухомих дислокацій з сидячими дислокаціями, розташованими по границях зерен. При наявності контактуючих зі сходинок виділень других фаз утворюються зародкові мікротріщини втоми (див. рис. 2, 3). Їх напрямок збігається з найбільшими дотичними напруженнями в межах смуг ковзання. Отже, втомні мікротріщини, що зароджуються, мають кристалографічний характер. Дислокаційна побудова значною мірою залежить від амплітуди робочої напруги, а також від енергії дефектів упаковки  $\alpha$ -фази, що обумовлює локальне скупчення дислокацій в зернах  $\alpha$ -фази, близьке до плоского (див. рис. 7). Рівень утворення смуг ковзання в матричному фериті є більшим, ніж в бейніті відпуску (вихідна структура зварних з'єднань бейніт – 75...90 %, ферит – залишкове).

У місцях контакту сходинок з виділеннями других фаз, при тривалому напрацюванні зварних з'єднань в умовах повзучості, утворюються зародкові втомні мікротріщини. Зароджуються мікропори, злиття яких забезпечує подальше утворення мікротріщин, що мають клиноподібну форму (див. рис. 2, 3). Вивчення особливостей утворення втомних тріщин з урахуванням структурного стану, дозволило надати схему їх утворення (рис. 12).

Слід зауважити, що утворенню мікротріщин втоми сприяють і пори повзучості, розташо-

вані переважно по границях зерен  $\alpha$ -фази в місцях, де знаходяться коагулюючі карбіди  $M_{23}C_6$  або  $M_7C_3$ . Розвиток втомних мікротріщин носить інтеркристалітний характер, а механізм їх розвитку в металі зварних з'єднань (напрацювання 270000...300000 год.) є переважно крихким. Зародженню і розвитку тріщин втоми сприяє (значною мірою) збільшення циклічного характеру навантажень зварних з'єднань паропроводів (кількість пусків-зупинок енергоблоків ТЕС за останні 5...8 років збільшилася приблизно на 30...50 %).

Показано, що в смугах ковзання, віднесених до втомних, в зернах  $\alpha$ -фази (напрацювання зварних з'єднань 270000...300000 год.) спостерігається утворення мікронесуцільностей, які формально можна вважати зародковими мікропорами, усереднений діаметр яких становить приблизно 100...400 Å. Форма мікропор може відрізнятися від кулястої та еліпсоїдної, що дозволяє розглядати мікропори як мікротріщини. Утворення зародкових втомних мікропор в смугах ковзання вперше виявила В.С. Іванова [10]. Зародження втомних мікротріщин переважно відбувається шляхом злиття мікропор і мікронесуцільностей, що представляється можливим при спрямованій дифузії вакансій. Енергія активації переміщення вакансій, в міру збільшення напрацювання зварних з'єднань (понад 270000 год.), зменшується, чому сприяють структурні перетворення, які відбуваються в їх металі і прискорене утворення мікронесуцільностей.

Збільшення напрацювання зварних з'єднань (понад 300000 год.) характеризується подальшою зміною структурного стану і особливостей утворення втомних тріщин, що вимагає додаткового вивчення.

## Висновки

1. Структурний стан тривало експлуатованих (270000...300000 год.) в умовах повзучості та малоциклової втоми зварних з'єднань паропроводів зі сталі 15X1M1Ф має суттєвий вплив на їх втомну пошкоджуваність.

2. Наявність в металі зварних з'єднань структур, які можна віднести до бракувальних, сприяє їх прискореній деградації, що призводить до підвищення, приблизно на 15...20 %, рівня утворення втомних тріщин в металі зварних з'єднань, які тривалий час експлуатуються в умовах повзучості та малоциклової втоми.

## Список літератури/References

1. Dimić, I., Arsić, M., Medjo, B. et al. (2013) Effect of welded joint integrity on the integrity of pipe elbows subjected to internal pressure. *Technical Gazette*, 20, 2, 285–290.
2. Lazić, V., Aleksandrović, S., Arsić, D. et al. (2016) The influence of temperature on mechanical properties of the base

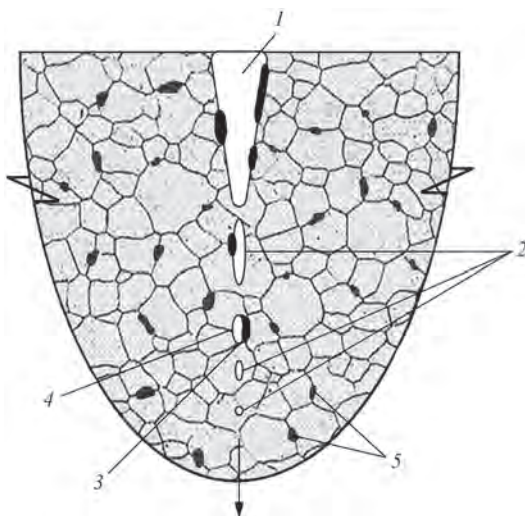


Рис. 12. Схема утворення тріщини втоми: 1 – тріщина; 2 – мікропори втоми; 3 – коагулюючий по довжині карбід; 4 – мікропора повзучості; 5 – карбіди

- material and welded joint made of steel S690QL. *Metalurgija*, 55, 2, 213–216.
3. Katavić, B., Jegdić, B. (2007) Analysis of damages on water boiler shield pipes. *Welding and welded structures*, 4, 123–130.
  4. Хромченко Ф.А. (2002) *Ресурс сварных соединений паропроводов*. Москва, Машиностроение.  
Khromchenko, F.A. (2002) *Residual life of welded joints of steam pipelines*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
  5. Трухний А.Д., Корж Д.Д., Кочетов А.А., Резинских В.Ф. (1986) Исследование малоциклового усталости сталей 34ХМ1А и ЭИ415 после длительной эксплуатации в паровых турбинах. *Теплоэнергетика*, 3, 32–35.  
Trukhnij, A.D., Korzh, D.D., Kochetov, A.A., Rezinskikh, V.F. (1986) Investigation of low-cycle fatigue of steels 34KhM1A and EI415 after long-time operation in steam turbines. *Teploenergetika*, 3, 32–35 [in Russian].
  6. Дитяшев Б.Д., Попов А.Б. (2007) Комплексный подход к определению остаточного ресурса паропроводов ТЭС. *Там же*, 2, 21–25.  
Dityashev, B.D., Popov, A.B. (2007) Complex approach to determination of residual life of steam pipelines of thermal power stations. *Ibid.*, 2, 21–25 [in Russian].
  7. Дмитрик В.В., Баумер В.Н. (2007) Карбидные фазы и повреждаемость сварных соединений при длительной эксплуатации. *Металлофизика. Новейшие технологии*, 2, 7, 937–947.  
Dmitrik, V.V., Baumer, V.N. (2007) Carbide phases and damageability of welded joints at long-time operation. *Metallofizika. Novejshie Tekhnologii*, 2(7), 937–947 [in Russian].
  8. Глушко А.В., Дмитрик В.В., Сыренко Т.А. (2018) Ползучесть сварных соединений паропроводов. *Там же*, 40, 5, 683–700.  
Glushko, A.V., Dmitrik, V.V., Sirenko, T.A. (2018) Creep of welded joints of steam pipelines. *Ibid.*, 40(5), 683–700 [in Russian].
  9. Lazić, V., Arsić, D., Nikolić et al. (2016) Selection and analysis of material for boiler pipes in a steam plant. *Procedia Engineering*, 149, 216–223. doi:10.1016/j.proeng.2016.06.659.
  10. Иванова В.С. (1979) *Разрушение металлов*. Москва, Машиностроение.  
Ivanova, V.S. (1979) *Fracture of metals*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
  11. (2003) РД 10-577-03. *Типовая инструкция по контролю металла и продлению срока службы новых элементов котлов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций*. Москва, НПО «Промбезопасность».  
(2003) RD 10-577-03. *Model guidelines for inspection of metal and prolongation of the service life of main components of boilers, turbines, and piping systems of thermal power stations*. Moscow, NPO Prombezopasnost [in Russian].
  12. (1987) МУ 34-70-161-87. *Методические указания по металлографическому анализу и обследованию причин повреждения сварных соединений паропроводов из сталей 12Х1МФ и 15Х1МФ тепловых электростанций*. Москва, ВТИ.  
(1987) MU 34-70-161-87. *Guidelines on metallographic analysis and examination of damage causes of steam pipeline welded joints from steels 12Kh1MF and 15Kh1MF of thermal power stations*. Moscow, VTI [in Russian].
  13. Dmitrik, V.V., Glushko, A.V., Tsaryuk, A.K. (2019) Rekrytallization in the metal of welding joints of steam trucks. *Problems of atomic science and technology*, 5 (123), 49–52.
  14. Дмитрик В.В., Сыренко Т.А. (2012) К механизму диффузии хрома и молибдена в металле сварных соединений паропроводов. *Автоматическая сварка*, 10, С.22–26.  
Dmitrik, V.V., Sirenko, T.A. (2012) To the mechanism of diffusion of chromium and molybdenum in the metal of welded joints of steam pipelines. *The Paton Welding J.*, 10, 20–24.

## STRUCTURAL CONDITION AND FATIGUE DAMAGEABILITY OF WELDED JOINTS OF STEAM PIPELINES

V.V. Dmitrik, A.K. Tsaryuk, O.S. Garashchenko, T.O. Sirenko

National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute», 2, Kirpichova Str., 61002, Kharkiv, Ukraine.  
E-mail: garaslichenko.helena@gmail.com

At present time, a number of HPP power units having operated about 250,000 h. in a relatively stationary operating condition, changed to a maneuver mode. This transition caused a need in the studying damageability of their equipment according to the mechanism of fatigue and, above all, welded joints of steam pipelines of heat-resistant steels, operating under the conditions of creep. A further increase in fatigue damageability causes an increase in the requirements to the initial structure of both the welded joints being produced as well as the parts to be repaired using welding. 14 Ref., 12 Fig.

**Key words:** metal damageability; welded joints; fatigue cracks; structural condition; conditions of creep, dislocations

Надійшла до редакції  
11.03.2020

## ЕЛЕКТРИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ В МЕДИЦИНІ

Лікарі з Національної медичної академії післядипломної освіти ім. П.Л. Шупика Опарін С.О., Фелештинський Я.П., Сорокін Б.В. та інш. отримали 12 травня 2020 р. патент на **спосіб ендоскопічного лікування виразкових кровотеч**.

Винахід стосується способу ендоскопічного лікування виразкових кровотеч за допомогою зварювального високочастотного джерела живлення та біполярного зонда з увігнутим електродом, причому зварювальний високочастотний біполярний зонд з електродом, що розташований на кінці зонда, проводять через інструментальний канал відеоендоскопа безпосередньо до судини, яка кровоточить, експозиція складає від 15 до 40 с в залежності від діаметра судини.

Для діаметру судин від 1 до 2 мм застосовують зонд діаметром 2,8 мм (для судин від 2 до 3 мм зонд діаметром 3,2 мм). Потужність процесу зварювання від 60 до 70 Вт забезпечує на кінці електрода температуру 60 °С, на місці зварювання утворюється зона коагуляційного некрозу, яка становить 1-2 мм.

Ендоскопічні біполярні зонди для зварювання судин розроблені фахівцями ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.  
<https://sis.ukrpatent.org/uk/search/detail/1433224/>

## ВПЛИВ НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНОГО ВІДПУСКУ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНОЇ СТАЛІ 30X2H2МФ

О.А. Гайворонський, В.Д. Позняков, О.М. Берднікова, Т.О. Алексеєнко, О.С. Шишкевич

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)

Наведено результати досліджень впливу низькотемпературного відпуску на зміни структури, фізико-механічні властивості металу ЗТВ та тріщиностійкості зварних з'єднань високоміцної середньовуглецевої легованої сталі 30X2H2МФ. Показано, що застосування низькотемпературного відпуску конче необхідно при зварюванні виробів низьколегованими матеріалами, що сприяє істотному підвищенню тріщиностійкості зварних з'єднань. При зварюванні з'єднань високолегованими матеріалами в загартованому металі ЗТВ формується порівняно більш пластична та менш напружена структура, максимальний рівень напружень в якій нижчий, від того що може бути досягнуто після термічного відпуску зварного з'єднання з низьколегованим швом. Тому рівень тріщиностійкості зварних з'єднань і так достатньо високий, і застосовувати для цього низькотемпературний відпуск нема потреби. Це є зайва технологічна операція, яка істотно не впливає на забезпечення надійності при експлуатації виробів, а лише збільшує їх вартість. Бібліогр. 13, табл. 4, рис. 6

*Ключові слова:* високоміцна сталь, зварні з'єднання, низькотемпературний відпуск, структура, властивості, тріщиностійкість

Термічний відпуск відповідальних виробів з високоміцних легованих сталей, які попередньо піддають гартуванню, є визнаною технологічною операцією. При відпуску в металі протікають дифузійні процеси перерозподілу вуглецю в структурі та дегазації загартованого металу, що значно підвищує його здатність до мікропластичного деформування під дією зовнішнього навантаження [1–3]. Це сприяє суттєвому підвищенню тріщиностійкості відповідальних виробів при експлуатації, що і є головною метою застосування термічного відпуску.

Аналогічні позитивні зміни при термічному відпуску відбуваються і в структурі загартованого металу ЗТВ та шві зварних з'єднань [4–6]. Крім того, при дегазації суттєво зменшується рівень водню в металі зварного з'єднання, яким він насичується при зварюванні. Зазвичай, при виготовленні металоконструкцій з високоміцних легованих сталей, при зварюванні яких застосовувалися низьколеговані матеріали, виконують низькотемпературний відпуск. Після зварювання, не пізніше 24 год., їх піддають відпуску при температурі 200...250 °С на протязі не менше 3 год.

Але доцільність виконання термічного відпуску з'єднань, при зварюванні яких були застосовані високолеговані матеріали, сьогодні залишається дискусійним питанням. По-перше, термічна обробка зварних з'єднань з високолегованим швом, внаслідок дифузії вуглецю може призвести до утворення крихких прошарків в зоні сплавлення [4–6]. По-друге, в загартовано-

му металі ЗТВ зварного з'єднання з високолегованим швом, внаслідок дії фізико-металургійних процесів, безпосередньо вже при зварюванні формується більш пластична і менш напружена структура [7, 8]. І в третій, високолегований метал має високу здатність до розчинення водню [9]. Тому при охолодженні зварного з'єднання його дифузія з високолегованого наплавленого металу в ЗТВ буде протікати, в порівнянні з низьколегованим, значно повільніше. Це обумовлює суттєво нижчий вміст водню в металі ЗТВ з'єднань при зварюванні високолегованим матеріалом і додатково знижувати його вміст ще немає ніякої потреби. Крім цього, слід також враховувати, що термічний відпуск зварних металоконструкцій є вартісною технологічною операцією, вимагає застосування складного обладнання і значних енергозатрат. Інколи матеріальні витрати на виконання термічного відпуску складають до 50 % вартості виготовлення зварної металоконструкції.

Враховуючи вище наведене, можна з високим ступенем вірогідності припустити, що виконувати низькотемпературний відпуск (НТВ) металоконструкцій, при зварюванні яких використовували високолеговані матеріали, скоріше всього недоцільно. Але щоб довести цей висновок, необхідно було провести спеціальні порівняльні дослідження змін параметрів структури загартованого металу ЗТВ та тріщиностійкості зварних з'єднань високоміцної сталі з низько- та високолегованими швами до та після НТВ. В цьому і полягала мета виконаних досліджень, результати яких наведено нижче.

О.А. Гайворонський – <https://orcid.org/0000-0002-5922-5541>, В.Д. Позняков – <https://orcid.org/0000-0001-8581-3526>, О.М. Берднікова – <https://orcid.org/0000-0001-9754-9478>, Т.О. Алексеєнко – <https://orcid.org/0000-0001-8492-753X>

© О.А. Гайворонський, В.Д. Позняков, О.М. Берднікова, Т.О. Алексеєнко, О.С. Шишкевич, 2020



**Методика досліджень.** В якості об'єкту досліджень були використані модельні зразки та зварні з'єднання високоміцної середньовуглецевої легованої сталі типу 30X2H2MФ. На модельних зразках визначали вплив НТВ на зміну фізико-механічних властивостей загартованого металу ЗТВ. При цьому використовувалася сталь марки 30X2H2MДФ наступного складу, мас. %: 0,36 С, 1,32 Si, 0,81 Mn, 1,65 Cr, 2,34 Ni 0,50 Мо, 0,21 V. А при порівняльних дослідженнях змін в структурі загартованого металу ЗТВ використовували зварні з'єднання, які після зварювання не піддавали НТВ. При цьому використовували сталь марки 30X2H2MДФ аналогічного складу до наведеного вище, але вміст вуглецю в ній був ближче до нижньої границі легування ( 0,31 %С). У всіх випадках НТВ, в разі застосування його, виконували при температурі 230 °С на протязі 3 год. через 15...20 год. після імітації термодформаційного циклу на модельних зразках або після зварювання з'єднань.

Імітацію термодформаційних циклів дугового зварювання з використанням модельних зразків виконували на установці МСР-75 [10]. При цьому використовували модельні зразки двох типів – перетином 12×12 мм та 20×10 мм. Перші зразки – для визначення показників міцності ( $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_B$ ), пластичності ( $\delta_5$ ,  $\psi$ ) та ударної в'язкості ( $KCU_{+20}$ ), другі – для визначення критичного коефіцієнту інтенсивності напружень ( $K_{IC}$ ) загартованого металу ЗТВ. Відповідно до прийнятого методу імітації максимальна температура нагріву модельних зразків складала 1250 °С, швидкість нагріву – 180...200 °С/с (час нагріву 6...7 с). Зразки після нагріву одразу охолоджувалися зі швидкостями від 4 до 20 °С/с ( $w_{6/5}$ ), які є найбільш характерними для умов дугового зварювання багатошарових з'єднань. У центральній частині зразків формувалась однорідна за структурою ділянка металу шириною 40 мм. Потім з модельних зразків виготовляли спеціальні зразки для випробувань при статичному розтягу та ударному вигині відповідно до ГОСТ 1497 та ГОСТ 9454, або статичному вигині відповідно до ГОСТ 25-506.

Для визначення коефіцієнту  $K_{IC}$  послідовність експериментів була наступна. Після імітації термодформаційного циклу дугового зварювання в центральній частині модельних зразків підготовлювали надріз, з вершини якого вирощували втомні тріщини глибиною 3 мм. Після цього зразки випробували при статичному навантаженні вигином. При випробуваннях визначали величину критичного навантаження при розвитку магистральної тріщини та підраховували показник критичного коефіцієнту інтенсивності напружень  $K_{IC}$  згідно до методу механіки руйнування [11].

Зразки стикових зварних з'єднань підготовлювали наступним чином. Вони були товщиною 10 або 20 мм, мали V-подібну розробку, які зварювали механізованим способом в суміші захисних газів (82 % Ar+18 % CO<sub>2</sub>) двома матеріалами. При зварюванні одних зразків використовували дріт Св-10ГСМТ, а інших – дріт Св-08Х20Н9Г7Т. В обох випадках діаметр дротів дорівнював 1,2 мм. Режими зварювання були однакові, а саме: зварювальний струм 160...180 А, напруга на дузі 26...28 В, швидкість зварювання 12...15 м/ч (погонна енергія 8...10 кДж/см). В разі зварювання низьколегованим дротом, для уникнення вірогідності утворення холодних тріщин в металі ЗТВ з'єднань, застосовували попередній підігрів металу до температури 250 °С. При використанні високолегованого дроту зварювання зразків виконували без попереднього підігріву. При цьому температура металу при багатошаровому зварюванні зразків не перевищувала 30...50 °С, для досягнення чого зразки охолоджувалися на повітрі після накладення кожного шару шва.

Тріщиностійкість зварних з'єднань визначали при їх випробуваннях на опірність утворенню тріщин втомі при циклічному навантаженні вигином на установці УМП-02 у відповідності до загально прийнятих методів [12]. Напруження циклу при навантаженні зварних з'єднань складало 60 МПа з частотою 14 Гц. За критерій оцінки при проведенні іспитів приймали критичну кількість циклів навантаження, при яких в зварному з'єднанні утворюється тріщина втомі довжиною 2...3 мм.

Для досліджень структурних змін в металі зварних з'єднань використовували стандартні методи оптичної та електронної металографії. Для оптичної металографії використовували мікроскоп «Neophot-32» та твердомір М-400. Параметри тонкої структури та щільність дислокацій в загартованому металі ЗТВ досліджували на трансмісійному електронному мікроскопі (ТЕМ) JEM-200СХ фірми «JEOL». В подальшому, використовуючи експериментально виявлені параметри структури, за методом аналітичної оцінки розраховували локальні внутрішні напруження ( $\tau_{л.вн}$ ) [13].

**Результати досліджень та їх аналіз.** На першому етапі досліджень визначили вплив НТВ на зміну фізико-механічних властивостей загартованого металу ЗТВ при випробуваннях модельних зразків. Визначені показники механічних властивостей та в'язкості руйнування загартованого металу ЗТВ в залежності від швидкості його охолодження узагальнено в табл. 1 та табл. 2.

Якщо порівняти отримані результати іспитів, які наведено в табл. 1 видно, що після НТВ показники тимчасової міцності металу ЗТВ знижуються до 10 % (від 1490...1805 до 1420...1640 МПа), а межа плинності металу практично не змінюється.



Таблиця 1. Вплив НТВ на механічні властивості металу ЗТВ сталі 30Х2Н2МФ

Наявність НТВ	$w_{6/5}, ^\circ\text{C}/\text{c}$	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	$\delta, \%$	$\Psi, \%$	$KCU_{+20}, \text{Дж}/\text{см}^2$
Ні/Так	Сталь	1460	1780	11,1	48,6	80
	5	1262/1250	1490/1420	12,7/12,8	55,0/55,0	62,1/64,3
	15	1445/1430	1705/1580	11,2/12,1	48,3/50,3	54,6/58,0
	20	1502/1480	1805/1640	10,6/11,8	47,3/49,8	48,7/52,9

ся і знаходиться на рівні 1250...1480 МПа. При цьому показники пластичності загартованого металу при статичному навантаженні  $\delta_5$  і  $\Psi$  та в'язкості руйнування при ударі  $KCU_{+20}$  при збільшенні швидкості охолодження поступово підвищуються приблизно відповідно на 5,3 і 11,3 % та 8,6 %. Більш суттєво, від 14 до 61 % в залежності від швидкості охолодження, підвищуються показники критичного коефіцієнту розвитку тріщин  $K_{1C}$  (табл. 2). Після НТВ вони вирівнюються за величиною, незалежно від швидкості охолодження металу при зварюванні, і знаходяться в межах від 96,8 до 100,9 МПа $\sqrt{\text{м}}$ . При цьому суттєво, більш ніж в 2 рази, збільшується частка в'язкої складової на поверхні зламів зразків, руйнування яких в обох випадках характеризується переважно крихким внутрішньозеренним типом (рис. 1), а в разі відсутності НТВ наявністю також міжзеренного крихкого руйнування з вторинними тріщинами по границям зерен (рис. 1, а).

Проведені випробування довели, що при НТВ зварних з'єднань загартований метал ЗТВ поліпшує свої пластичні властивості. Це повинно відобразитися і на підвищенні тріщиностійкості зварних з'єднань, що було визначено на другому етапі досліджень. Для випробувань при цикліч-

Таблиця 2. Вплив НТВ на опірність крихкому руйнуванню металу ЗТВ сталі 30Х2Н2МФ

Наявність НТВ	Критичний коефіцієнт інтенсивності напружень $K_{1C}, \text{МПа}\sqrt{\text{м}}$		
	$w_{6/5} = 4,0 ^\circ\text{C}/\text{c}$	12,0	20
Ні	87,8	69,7	60,0
Так	100,9	100,1	96,8

ному навантаженні вигином були відібрані зразки зварних з'єднань сталі 30Х2Н2МФ, при зварюванні яких були використані драти Св-10ГСМТ та Св-08Х20Н9Г7Т. Випробуванням піддавали стикові зварні з'єднання товщиною 20 мм з V-подібною розробкою, зварювання яких виконували з повним проваром (підварювання кореня шву із зворотної сторони). Умови зварювання та іспитів зразків наведено вище. Узагальнені результати випробувань представлено на рис. 2.

Як видно, НТВ сприяє підвищенню тріщиностійкості зварних з'єднань сталі 30Х2Н2МФ як з низьколегованим, так і з високолегованим швом. Але початковий рівень тріщиностійкості та ступінь впливу НТВ суттєво відрізняється в залежності від легування наплавленого металу. При зварюванні низьколегованим дротом Св-10ГСМТ опірність зварних з'єднань утворенню тріщин втоми без застосування НТВ практично в 2,73 рази нижча, ніж при зварюванні дротом Св-08Х20Н9Г7Т. Порівняльна кількість циклів навантаження до утворення тріщин втоми відповідно складає 150 та 410 тис. циклів. Слід зауважити, що зварювання зразків сталі низьколегованим дротом виконувалося при застосуванні попереднього підігріву до температури 250  $^\circ\text{C}$ , а високолегованим дротом без попереднього підігріву. При цьому швидкість охолодження в металі ЗТВ відповідно становила 3...5 та 20...25  $^\circ\text{C}/\text{c}$ . Тобто в металі ЗТВ зварного з'єднання з високолегованим дротом умови формування гартівної структури були більш жорсткіші.

Після НТВ опірність утворенню тріщин втоми зварних з'єднань з низьколегованим швом зростає більш ніж в 2,5 рази (від 150 до 380 тис. циклів), а

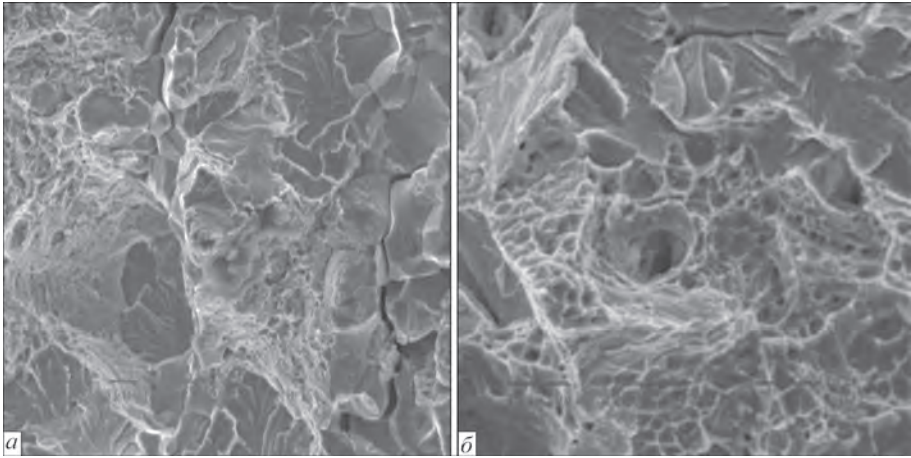


Рис. 1. Характерна поверхня зламу металу ЗТВ сталі 30Х2Н2МФ ( $w_{6/5} = 12,0 ^\circ\text{C}/\text{c}$ ) в зоні розвитку магістральної тріщини без (а) та при наявності НТВ (б): а –  $\times 1010$ ; б –  $\times 2020$ ;

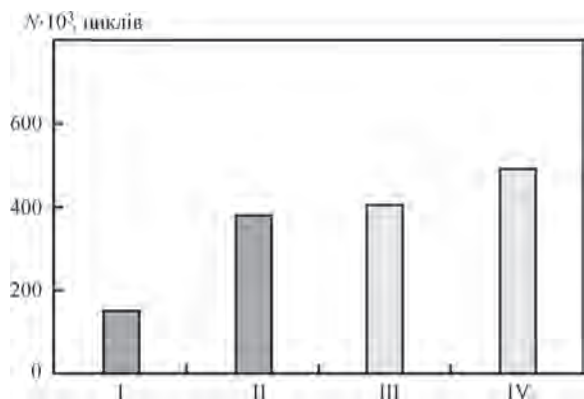


Рис. 2. Опірність утворенню тріщин втоми стикових з'єднань сталі 30Х2Н2МФ при зварюванні дротом Св-10ГСМТ (I, II) та Св-08Х20Н9Г7Т (III, IV) без (I, III) та при наявності НТВ (II, IV) з'єднань з високолегованим швом всього на 19,5 % (від 410 до 490 тис. циклів). При цьому слід відмітити, що після НТВ кількість циклів навантаження до утворення тріщини втоми для зварного з'єднання з низьколегованим швом не перевищує той рівень, що мають зварні з'єднання з високолегованим швом навіть за умови їх зварювання без попереднього підігріву і НТВ. Очевидно, що встановлені зміни в рівнях тріщиностійкості відбулися в результаті позитивних змін в структурі металу зварних з'єднань, по-перше, при зварюванні в разі використання високолегованого зварювально-

го матеріалу, а по-друге, безпосередньо при виконанні НТВ. Дослідження в цьому напрямку були метою третього етапу досліджень.

Узагальнені результати досліджень впливу НТВ на зміну структурного стану шва та навколошовної ділянки ЗТВ зварних з'єднань сталі 30Х2Н2МФ наведені в табл. 3 та табл. 4, а на рис. 3–6 приведені характерні структури металу зварних з'єднань.

Дослідження мікроструктури металу зварних з'єднань з низьколегованим швом методами оптичної металографії показали, що в металі шва формується структура зернистого бейніту ( $B_3$ ) з розміром кристалітів  $h_{кр} = 40...150$  мкм і мікротвердістю  $HV_{0,1} = 2450...2640$  МПа (рис. 3, а). Структура металу навколошовної ділянки ЗТВ (ділянка великого зерна) на відстані 700 мкм від лінії сплавлення (ЛС) представлена виключно мартенситом з розміром зерен  $D_3 = 20...50$  мкм і мікротвердістю 5140...5720 МПа (рис. 3, в). Більш детальні дослідження методом ТЕМ дозволили виявити, що це є мартенсит гартування (рис. 4, а, б) та частково мартенсит відпуску (рис. 4, в), з розміром рейок  $h_p = 0,4...0,8$  мкм, щільність дислокацій  $\rho$  в якому становить від  $9 \cdot 10^{10}$  до  $1,6 \cdot 10^{11}$  см<sup>-2</sup>.

Після НТВ фазовий склад, розміри кристалітів в металі шва та зерен в металі ЗТВ практично не змінюються. Мікротвердість структурних скла-



Рис. 3. Мікроструктура металу з'єднання сталі 30Х2Н2МФ при зварюванні дротом Св-10ГСМТ: а – центральна ділянка металу шва ( $\times 500$ ); б – зона сплавлення ( $\times 200$ ); в – навколошовна ділянка ЗТВ на відстані до 700 мкм від лінії сплавлення ( $\times 500$ )

Таблиця 3. Структурні параметри металу зварних з'єднань сталі 30Х2Н2МФ при зварюванні дротом Св-10ГСМТ

Ділянка	Наявність НТВ	Параметри структури					
		$V_d, \%$	$D_3$ (для шву $h_{кр}$ ), мкм	$HV_{0,1}$ , МПа	$h_p$ , мкм	$\rho$ , см <sup>-2</sup>	$\tau_{л.вн}$ , МПа
Шов	Ні	$B_3, 100 \%$	40...150	2450...2640	-	-	-
	Так	$B_3, 100 \%$	60...160	2450...2640	-	-	-
ЗТВ	Ні	$M, 100 \%$	2.....50	510...5720	0,4...0,8	$9 \cdot 10^{10}...1,6 \cdot 10^{11}$	1867...2988
	Так	$M, 100 \%$	20...50	4880...5420	0,4...0,8	$8 \cdot 10^{10}...1 \cdot 10^{11}$	1474...1867

Таблиця 4. Структурні параметри металу зварних з'єднань сталі 30Х2Н2МФ при зварюванні дротом Св-08Х20Н9Г7Т

Ділянка	Наявність НТВ	Параметри структури					
		$V_d, \%$	$D_3$ (для шву $h_{кр}$ ), мкм	$HV_{0,1}$ , МПа	$h_p$ , мкм	$\rho$ , см <sup>-2</sup>	$\tau_{л.вн}$ , МПа
Шов	Ні	$A+\Phi, 97+3 \%$	7...30	2210...2300	-	-	-
	Так	$A+\Phi, 97+3 \%$	7...30	2210...2300	-	-	-
ЗТВ	Ні	$БН, 2...5 \%$	25...55	4210	0,4...0,6	$5...6 \cdot 10^{10}$	924...1109
		$М, 95...98 \%$		4880...5090		$8...9 \cdot 10^{10}$	1474...1600
	Так	$БН, 2...5 \%$	25...60	4210	0,4...0,6	$4...5 \cdot 10^{10}$	739...924
		$М, 95...98 \%$		4420...4880		$7...8 \cdot 10^{10}$	1294...1474



дових в металі шва також не змінюється. Але, на відміну від шва, в навколошовній ділянці ЗТВ мікротвердість мартенситу знижується приблизно на 9 % – до 4880...5420 МПа, а щільність дислокацій в ньому зменшується до  $8 \cdot 10^{10} \dots 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$  при більш рівномірному їх розподілі (рис. 4, *з–е*). При цьому максимальний рівень локальних структурних напружень ( $\tau_{\text{л.вн}}$ ), який підраховується в порівнянні з теоретичною міцністю металу, знижується до 40 % – від 2988 до 1867 МПа. Таке зниження рівня локальних напружень суттєво сприяє спроможності загартованого металу до мікропластичного деформування і його опірності до утворення та розвитку тріщин під дією зовнішнього навантаження значно підвищується. Тому при зварюванні з'єднань сталі 30Х2Н2МФ низьколегованим дротом Св-10ГСМТ застосування низькотемпературного відпуску конче необхідно.

В з'єднаннях сталі 30Х2Н2МФ, зварювання яких виконували високолегованим дротом Св-08Х20Н9Г7Т, в центральній частині металу шва формується аустенітно-феритна структура (А+Ф), в якій об'ємна частка фериту не перевищує 3 %. Розмір кристалітів становить 7...30 мкм, мікротвердість структурних складових знаходиться в межах 2210...2300 МПа (рис. 5, *а*). Біля лінії сплавлення розмір кристалітів та мікротвердість збільшуються відповідно до 6...50 мкм та 2450...2640 МПа (рис. 5, *б*).

Структура металу навколошовної ділянки ЗТВ, глибина якої становить до 300 мкм, є переважно мартенситна (95...98 %) з невеликою часткою бейніту (2...5 %), розмір зерен 25...55 мкм (рис. 5, *в*). Без низького відпуску зварних з'єднань мікротвердість бейніту становить 4210 МПа, мартенситу 4880...5090 МПа. За морфологією це є нижній бейніт (рис. 6, *а*) та рейковий дислокаційний мартенсит відпуску з розміром рейок 04...0,6 мкм (рис. 6, *б, в*). Щільність дислокацій в структурній складовій бейніту, без застосування низького відпуску, становить  $(5 \dots 6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ , мартенситу –  $(8 \dots 9) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ .

Слід зазначити, що ці величини щільності дислокацій в складових структури навколошовної ділянки ЗТВ зварного з'єднання з високолегованим швом значно нижчі, ніж при зварюванні дротом Св-10ГСМТ. Ці показники нижчі навіть від тих, що були отримані після НТВ зварних з'єднань з низьколегованим швом. Це пов'язано з особливостями впливу термодформаційних процесів у високолегованому металі шва при охолодженні з'єднань на структурно-фазові перетворення в металі ЗТВ. При цьому перетворення зміщуються в область більш високих температур з формуванням проміжної структури бейніту, а при утворенні мартенситу відбуваються процеси його відпуску [8].

Після НТВ фазовий склад, розміри кристалітів та мікротвердість структурних складових

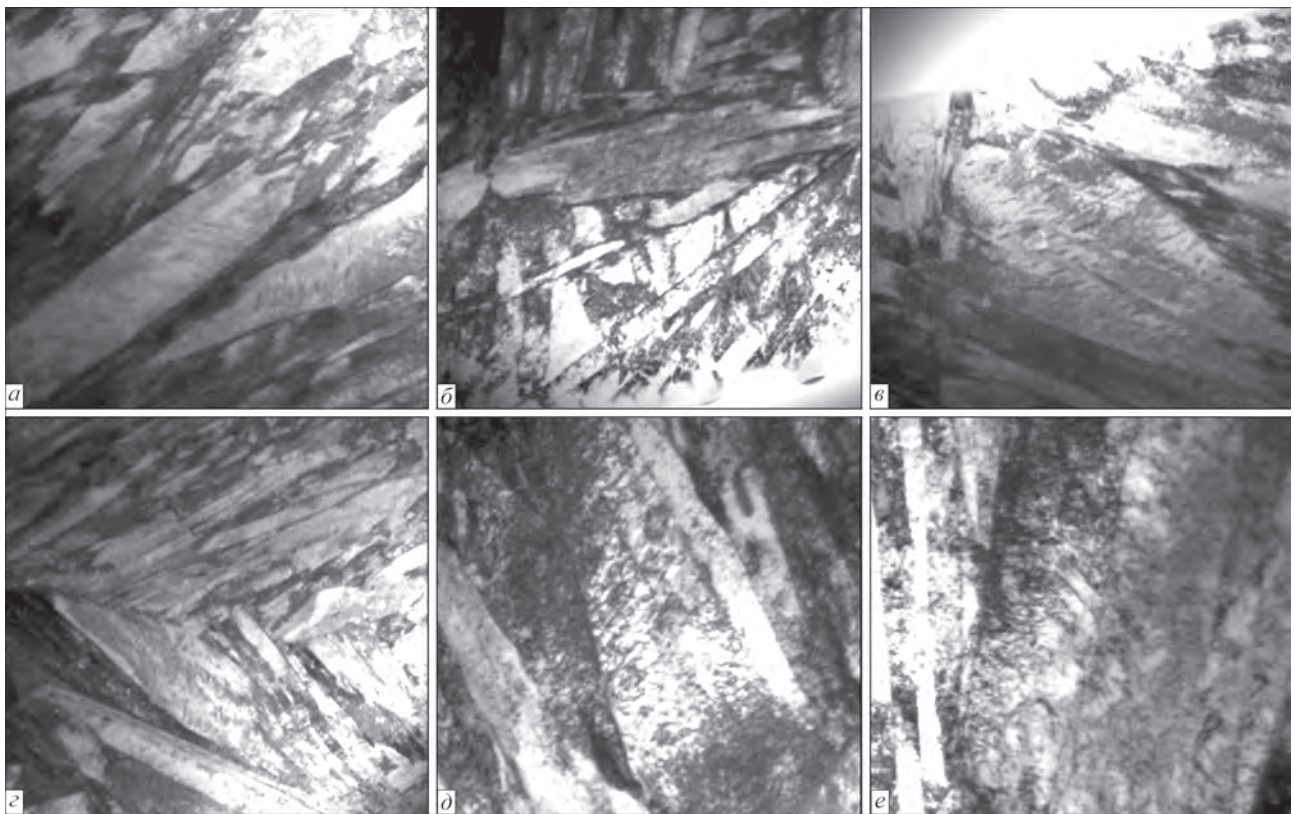


Рис. 4. Тонка структура металу навколошовної ділянки ЗТВ зварних з'єднань сталі 30Х2Н2МФ (дріт Св-10ГСМТ) без (*а–в*) та при наявності НТВ (*з–е*): *а* ( $\times 22000$ ), *б* ( $\times 25000$ ), *в* ( $\times 35000$ ) – мартенсит гартування; *г* ( $\times 22000$ ), *д* ( $\times 52000$ ), *е* ( $\times 35000$ ) – мартенсит відпуску





Рис. 5. Мікроструктура металу з'єднання сталі 30X2H2MF при зварюванні дротом Св-08Х20Н9Г7Т: а – центральна ділянка металу шва ( $\times 500$ ); б – зона сплавлення ( $\times 200$ ); в – наведеношовна ділянка ЗТВ на відстані до 300 мкм від лінії сплавлення ( $\times 1000$ )

вих у високолегованому металі шва та розміри зерен в металі ЗТВ, як і в зварних з'єднаннях з низьколегованим швом, також практично не змінюються. Але спостерігаються зміни в наступних параметрах структури металу наведеношовної ділянки ЗТВ. Так, мікротвердість нижнього бейніту не змінюється, а щільність дислокацій в ньому знижується до  $(4...5) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  (рис. 6, в). Мікротвердість складової мартенситу знижується на 5 % – до 4420...4880 МПа, щільність дислокацій в ньому зменшується до  $(7...8) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$  (рис. 6, д, е). При цьому максимальний рівень  $\tau_{\text{л.вн}}$  в бейніті та мартенситі відповідно знижується на 17 % (від 1109 до 924 МПа) та 8 % (від 1600 до 1474 МПа).

Якщо порівняти отримані дані, то видно, що вплив НТВ на структуру з'єднань, зварювання

яких виконувалися дротом Св-08Х20Н9Г7Т не такий значний, як для з'єднань з низьколегованим швом (дріт Св-10ГСМТ). Якщо в зварних з'єднаннях з низьколегованим швом після відпуску максимальний рівень структурних напружень в основної складової мартенситу знижується до 40 %, то в з'єднаннях з високолегованим швом – всього на 8 %. При цьому в початковому стані, без НТВ, різниця в рівнях структурних напружень складає до 1,9 разів (відповідно 2988 та 1600 МПа, див. табл. 3 та 4).

Отримані дані щодо змін параметрів структури добре корелюють з результатами випробувань зварних з'єднань втомному руйнуванню. Тобто, при зварюванні з'єднань сталі 30X2H2MF високолегованими матеріалами в загартованому металі ЗТВ вже в процесі зварювання формується більш

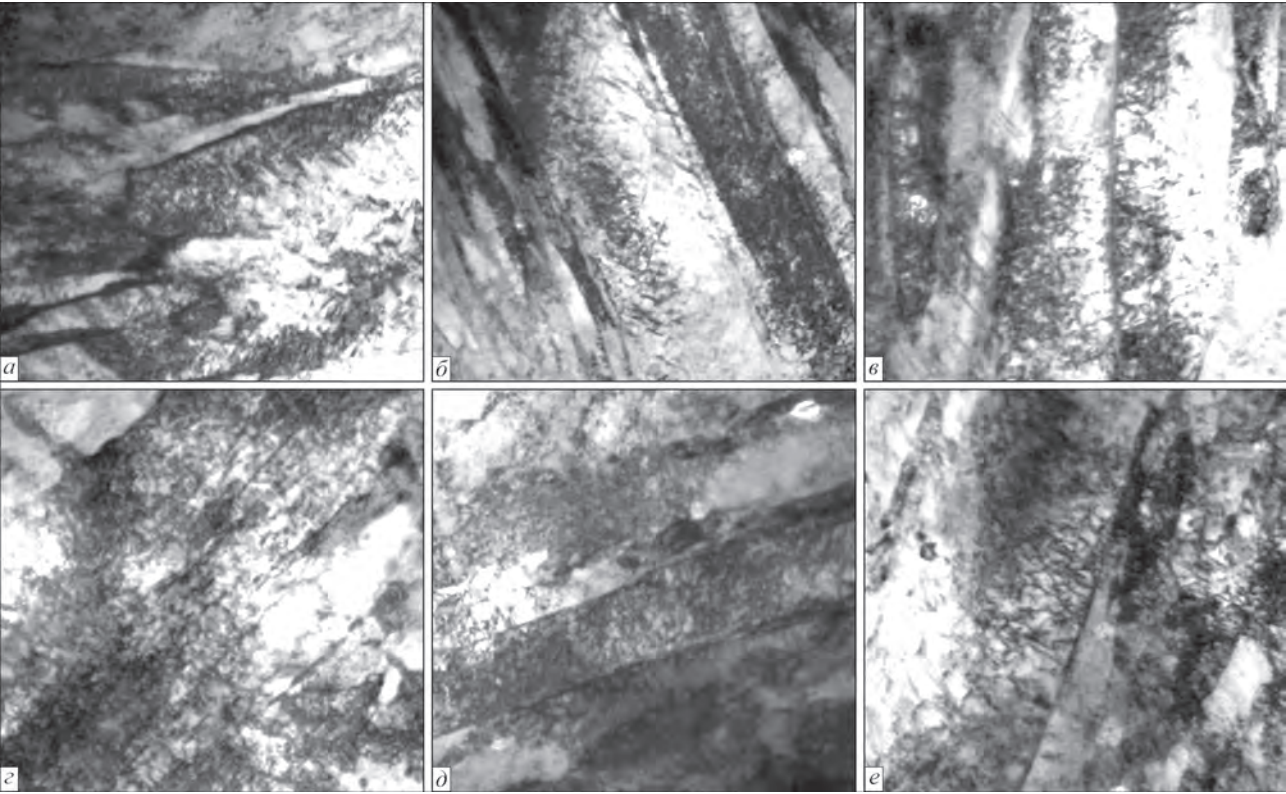


Рис. 6. Тонка структура металу наведеношовної ділянки ЗТВ зварних з'єднань сталі 30X2H2MF (дріт Св-08Х20Н9Г7Т) без (а–в) та при наявності НТВ (г–е): а – ( $\times 52000$ ), г – ( $\times 52000$ ) – нижній бейніт; б – ( $\times 35000$ ), в – ( $\times 20000$ ), д – ( $\times 35000$ ), е – ( $\times 52000$ ) – мартенсит відпуску

пластична та менш напружена структура, ніж яка може бути отримана після НТВ зварного з'єднання з низьколегованим швом. Тому тріщиностійкість зварних з'єднань цієї сталі при зварюванні високолегованими матеріалами знаходиться на високому рівні навіть і без додаткового термічного оброблення. НТВ для таких з'єднань сприяє незначному додатковому підвищенню тріщиностійкості, але воно не є визначальним. Тому застосування НТВ для виробів з середньовуглецевої легованої сталі 30X2H2MФ за умов їх зварювання високолегованими матеріалами не буде істотно вирішальним з точки зору забезпечення надійності зварних з'єднань при експлуатації, і його застосування є недоцільним. Цей висновок може бути поширений на всі сталі даного класу. При застосуванні для відповідальних виробів сталей інших класів необхідно проведення додаткових досліджень.

## Висновки

1. В результаті низькотемпературного відпуску зварних з'єднань сталі 30X2H2MФ відбуваються позитивні зміни параметрів тонкої структури в загартованому металі ЗТВ. При цьому в металі ЗТВ зварних з'єднань, зварювання яких виконується низьколегованими матеріалами, більш активно протікають процеси самовідпуску мартенситу, а максимальний рівень локальних структурних напружень знижується до 40 %. Таке зниження локальних напружень суттєво сприяє спроможності загартованого металу до мікропластичного деформування під дією зовнішнього навантаження. В результаті цього опірність утворенню тріщин втомі з'єднань підвищується більш ніж в 2,5 рази. Тому при зварюванні з'єднань сталі 30X2H2MФ низьколегованим дротом Св-10ГСМТ застосування низькотемпературного відпуску конче необхідно.

2. При зварюванні з'єднань сталі 30X2H2MФ високолегованими матеріалами в загартованому металі ЗТВ формується порівняно більш пластична та менш напружена структура мартенситу відпуску з невеликою кількістю нижнього бейніту. Максимальний рівень напружень в такій структурі на 17 % нижчий, від того що може бути отриманий після НТВ зварного з'єднання з низьколегованим швом. Тріщиностійкість зварних з'єднань при зварюванні високолегованими матеріалами знаходиться на достатньо високому рівні і не потребує додаткового підвищення. Тому нема ніякої потреби піддавати низькотемпературному відпуску зварні металоконструкції виробів зі сталі 30X2H2MФ за умов їх зварювання високолегованими матеріалами. Це є зайва технологічна операція, яка істотно не впливає на забезпечення надійності при експлуатації виробів, а лише збільшує їх вартість.

## Список літератури

1. Бернштейн М.Л. (1968) *Термомеханическая обработка металлов и сплавов* (в 2-х томах). Москва, Металлургия.
2. Лахтин Ю.М. (1983) *Металловедение и термическая обработка металлов*. Москва, Металлургия.
3. Филиппов Г.А., Саррак В.И. (1980) Локальное распределение водорода и внутренние микронапряжения в структуре закаленной стали. *Физика металлов и материаловедение*, **49**, 121–125.
4. Грабин В.Ф., Денисенко А.В. (1978) *Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей*. Киев, Наукова думка.
5. Єфіменко М.Г., Радзівілова Н.О. (2003) *Металознавство і термічна обробка зварних з'єднань*. Харків, НТУ ХПІ.
6. Анохов А.Е., Корольков П.М. (2006) *Сварка и термическая обработка в энергетике*. Київ, Екотехнологія.
7. Макаров Э.Л. (1981) *Холодные трещины при сварке легированных сталей*. Москва, Машиностроение.
8. Гордонный В.Г., Гайворонский А.А., Саржевский В.А., Лебедев Ю.М. (1992) Влияние типа металла шва на структуру, свойства и сопротивление соединений высокопрочных закаливающих сталей образованию холодных трещин. *Автоматическая сварка*, **11-12**, 13–16.
9. Козлов Р.А. (1969) *Водород при сварке корпусных сталей*. Ленинград, Судостроение.
10. Позняков В.Д., Костин В.А., Гайворонский А.А. и др. (2015) Влияние термического цикла сварки на структурно-фазовые превращения и свойства металла ЗТВ среднеуглеродистой легированной стали типа 30X2H2MФ. *Автоматическая сварка*, **2**, 8–15.
11. (1972) *Новые методы оценки сопротивляемости металлов хрупкому разрушению*. Пер. с англ. Роботнов Ю.Н. (ред.). Москва, Мир.
12. (1990) *Прочность сварных соединений при переменных нагрузках*. Труфяков В.И. (ред.). Киев, Наукова думка.
13. Маркашова Л.И., Григоренко Г.М., Позняков В.Д. и др. (2009) Структурный критерий оценки прочности, пластичности, трещиностойкости металлов, сплавов, композиционных материалов и их сварных соединений. *Зб. праць IV Міжнародної конференції «Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій»*, сс. 447–451.

## References

1. Bernshtejn, M.L. (1968) *Thermomechanical treatment of metals and alloys*. In: 2 Vol. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
2. Lakhtin, Yu.M. (1983) *Metal science and heat treatment of metals*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
3. Fillipov, G.A., Sarrak, V.I. (1980) Local distribution of hydrogen and internal microstresses in structure of hardened steel. *Fizika Metallov i Materialovedenie*, **49**, 121–125 [in Russian].
4. Grabin, V.F., Denisenko, A.V. (1978) *Metal science of low- and medium-alloyed steels*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
5. Efimenko, M.G., Radzivilova, N.O. (2003) *Metal science and heat treatment of welded joints*. Kharkiv, NTU KhPI [in Ukrainian].
6. Anokhov, A.E., Korolkov, P.M. (2006) *Welding and heat treatment in power engineering*. Kyiv, Ekotekhnologiya [in Russian].
7. Makarov, E.L. (1981) *Cold cracks in welding of alloyed steels*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
8. Gordonny, V.G., Gajvoronsky, A.A., Sargevsky, V.A., Lebedev, Yu.M. (1992) Influence of type of weld metal on structure, properties and resistance of joints of high-strength hardening steels to cold cracking. *Avtomatich. Svarka*, **11-12**, 13–16 [in Russian].
9. Kozlov, R.A. (1969) *Hydrogen in welding of hull plate*. Leningrad, Sudostroenie [in Russian].
10. Poznyakov, V.A., Kostin, V.A., Gajvoronsky, A.A. et al. (2015) Effect of welding thermal cycle on structure-phase transformations and properties of HAZ metal of alloyed 30Kh2N2MF type medium-carbon steel. *The Paton Welding J.*, **2**, 7–13.
11. (1972) *New methods for evaluation of brittle fracture resistance of metals*. Ed. by Yu.N. Robotnov. Moscow, Mir [in Russian].
12. (1990) *Strength of welded joints under alternating loads*. Ed. by V.I. Trufiyakov. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
13. Markashova, L.I., Grigorenko, G.M., Poznyakov, V.D. et al. (2009) Structural criterion for evaluation of strength, ductility, crack resistance of metals, alloys, composite materials and their welded joints. In: *Proc. of 4th Int. Conf. on Fracture Mechanics of Materials and Strength of Structures*, 447–451.



## INFLUENCE OF LOW-TEMPERATURE TEMPERED STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF HIGH-STRENGTH STEEL 30Kh2N2MF

O.A. Gaivoronsky, V.D. Poznyakov, O.M. Berdnikova, T.O. Alekseenko, O.S. Shyshkevych

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The results of investigations of influence of low-temperature tempering on structural changes, physical and mechanical properties of HAZ metal and crack resistance of welded joints of a high-strength medium-carbon alloy steel 30Kh2N2MF are given. It is shown that the use of a low-temperature tempering is absolutely necessary during welding of products with low-alloy materials, which significantly increases the crack resistance of welded joints. During welding of joints with high-alloy materials in the hardened metal, in the tempered HAZ metal a relatively more ductile and less stressed structure is formed, in which the maximum level of stresses is lower than that which can be achieved after thermal tempering of welded joint with a low-alloy weld. Therefore, the level of crack resistance of welded joints is sufficiently high in any case and there is no need to use low-temperature tempering for it. This is an unnecessary technological operation that does not significantly affect the reliability during operation of products, but only increases their cost. 13 Ref., 4 Tabl., 6 Fig.

*Keywords: high-strength steel, welded joints, low-temperature tempering, structure, properties, crack resistance*

Надійшла до редакції  
12.05.2020

### Захисний шолом зварювальника Vizor Connect від Fronius

*Інтелектуальний засіб професійного захисту,  
що забезпечує максимальну зручність під час роботи*

**Vizor Connect — перший у світі зварювальний шолом, який здатен обмінюватися даними із джерелом живлення через Bluetooth. Це означає, що скло у ньому затемнюється ще до того, як запалиться зварювальна дуга. Цей шолом усуває проблему інтерференції зовнішнього світла та забезпечує надійне затемнення навіть у складних умовах зварювання. Тому ця модель забезпечує водночас і високий рівень захисту, і зручність під час роботи.**

За допомогою технології Fronius PreTrigger джерело живлення через Bluetooth надсилає сигнал зварювальному шолому в той самий момент, коли зварювальник натискає кнопку увімкнення на зварювальному пальнику. Відповідно, затемнення скла шолома відбувається до того, як станеться запалювання зварювальної дуги. Це дає змогу захистити очі зварювальника від раптових спалахів світла, які раніше могли з'явитися, поки скло шолома ще не затемнене. Таким чином, шолом забезпечує кращий захист зору від світла під час зварювання і сприяє меншій втомлюваності зварювальника.

Касета для захисту від осліплюючого світла залишається на місці навіть за найнижчих значень струму, доки горить зварювальна дуга, навіть якщо дуга прихована чи незручно розташована. Такого результату вдається досягти завдяки тому, що захисний шолом швидко реагує на сигнали, які отримує від підключеного джерела струму. Відповідно, зварювальник краще захищений від впливу небезпечних факторів у процесі виконання робіт. Ступінь захисту залежить від методу зварювання й автоматично змінюється в діапазоні від DIN 5 до DIN 12. Відповідно, рівень затемнення завжди ідеально адаптується до інтенсивності зварювальної дуги. Зварювальник також може вибрати ручний режим роботи та регулювати рівень затемнення відповідно до індивідуальних потреб.

Інша важлива перевага захисного шолома Vizor Connect — його здатність відфільтровувати інтерференцію зовнішнього світла. Звичайні зварювальні шоломи іноді затемнюються не тоді, коли треба, реагуючи на відбивання світла, спрацювання світлових індикаторів або на спалахи інших зварювальних дуг. Але зі зварювальним шоломом Vizor Connect можна про це забути. Цей шолом забезпечує ідеальний захист під час всіх етапів зварювальних робіт, включно з підготовчими процедурами та процесами після зварювання, зокрема й під час шліфування швів. Коли зварювальник розриває з'єднання по Bluetooth між шоломом та джерелом живлення, Vizor Connect функціонує як звичайний захисний шолом. Коли скло шолома не затемнене, воно, завдяки спеціально розробленому фільтру УФ- та інфрачервоного випромінювання, забезпечує чіткий огляд з рівнем яскравості 2,5, а також сприйняття кольорів без спотворень. Касета для захисту від осліплюючого світла з висічкою для носа надає зварювальнику поле огляду без жодних перешкод і забезпечує додатковий комфорт під час роботи. Спеціальна форма, застосована для шолома, майже у шість раз збільшує поле огляду зварювальника, а також дає змогу зменшити вагу шолома.

Зварювальний шолом є важливою частиною індивідуального захисного спорядження. Він захищає очі та обличчя зварювальника від шкідливого впливу УФ-випромінювання.

Сучасний дизайн шолома Vizor Connect від Fronius відображає його функціональність і високотехнологічність. Форма висічки для носа забезпечує зварювальнику відсутність перешкод у полі огляду.





# EFFECT OF Co ADDITION ON INTERFACE REACTION BETWEEN Sn–Ag–Cu SOLDER AND Cu SUBSTRATE

Jianxin Wang, Yun Zhou, Taikun Fan

Jiangsu Provincial Key Laboratory of Advanced Welding Technology, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang, Jiangsu, China. E-mail: wangjx\_just@126.com.

Sn–Ag–Cu (SAC) alloys are considered as the most promising Pb-free solders in electronic industry. The solidification microstructure and interface reaction behaviors of SAC alloys are therefore of fundamental importance for the service reliability of electronic devices. This is particularly true for these SAC alloys with low silver contents, partially because the coarsened interfacial intermetallics (IMCs) of these low-Ag SAC alloys with higher surface tension than conventional near-eutectic SAC alloys. As a result, it is desirable to refine the grain size of interfacial IMCs between low-Ag alloys and common substrates such as Cu. In this work, the effects of addition of trace amount of Co on the interface reaction between both conventional SAC305 and low-Ag SAC107 alloys on Cu substrate have been studied by reflowing experiments at temperature close to 260 °C. In addition, effects of Co additions on the solid state growth of interfacial IMCs have been studied at 150 °C after ultra-long annealing treatment for 384 h, 768, and 1536 h. Both top-view and cross-section micro-graphs have been obtained using electron microscopes. It has been found that addition of trace amount of Co can significantly refine the interfacial  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  IMCs grains after reflow process and impede the growth of  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  after annealing treatment. This attributed to the replacement of Cu atoms by Co atoms in  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  crystals, which in turn depresses the diffusion of Cu and impedes the transformation from  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  to  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  during aging. 8 Ref., 1 Tabl., 9 Fig.

**Keywords:** lead-free solder, Sn–Ag–Cu, intermetallic compound, microstructure

**Introduction.** Sn–Ag–Cu (SAC) alloys are considered as the most promising Pb-free solders in electronic industry. In order to further reduce the cost of SAC solder, new SAC alloys with lower Ag content have been widely studied [1], and alloying elements, such as Ni, Bi, Co, are selected as additions into these alloys [2–4]. In particular, the addition of trace amount of Co can effectively reduce the undercooling of Sn–Ag–Cu solder alloys, improve the mechanical properties, retard the formation of  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  IMCs, and suppress the void formation during interfacial reactions with Cu substrate [5–7].

In this work, the effects of addition of trace amount of Co on the interface reaction between both conventional SAC305 and low-Ag SAC107 alloys on Cu substrate have been studied by reflowing experiments at temperature close to 260 °C. In addition, effects of Co additions on the solid state growth of interfacial IMCs have been studied at 150 °C after ultra-long annealing treatment for 384h, 768, and 1536h. Both top-view and cross-section micro-graphs have been obtained using electron microscopes.

**Experimental.** Sn–3.0Ag–0.5Cu–xCo (x = 0, and 0.2 wt. %) and Sn–1.0Ag–0.7Cu–xCo (x = 0, and 0.07 wt. %) alloys were prepared, and then reflowed on Cu substrate using a RMA flux. The maximum soldering temperatures for Sn–3.0Ag–0.5Cu–xCo and Sn–1.0Ag–0.7Cu–xCo alloys were 260 °C and 265 °C, respectively, and the samples were cooled in the air after reflowing for 30 seconds. To reveal the effects of Co additions on the interface morphology of IMCs, microstructure observation was performed using an optical microscopy (VHX-900) and electron microscopy (JSM 6480).

**Results and discussion.** The cross-sections of IMC layers at solder/Cu interface in the as-soldered samples are shown in Fig. 1. The morphologies of  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  are scallop-like in the as-soldered Sn–3.0Ag–0.5Cu and Sn–1.0Ag–0.7Cu samples (Fig. 1, a, c), and thicker interfacial IMCs can be observed in the other two samples.

In the top-views as shown in Fig. 2, it is found that the morphology of interfacial IMC is round shape in all the as-soldered samples after deep etching, while the sizes of interfacial IMCs grains with Co addition are much small-

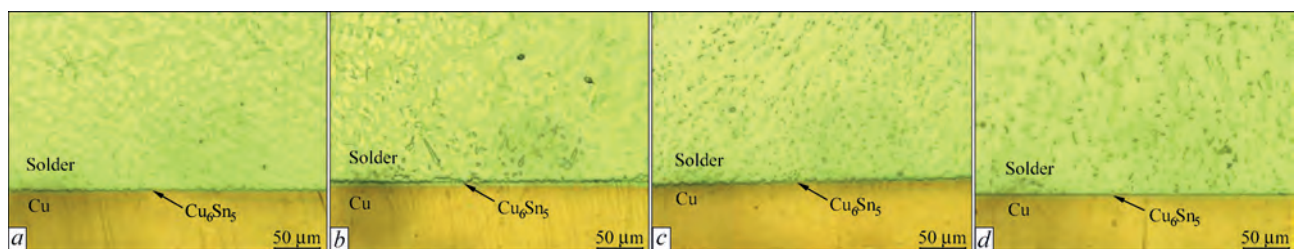


Fig. 1. Cross-sections of IMC layer in as-soldered samples: a – Sn–3.0Ag–0.5Cu; b – Sn–3.0Ag–0.5Cu–0.2Co; c – Sn–1.0Ag–0.7Cu; d – Sn–1.0Ag–0.7Cu–0.07Co

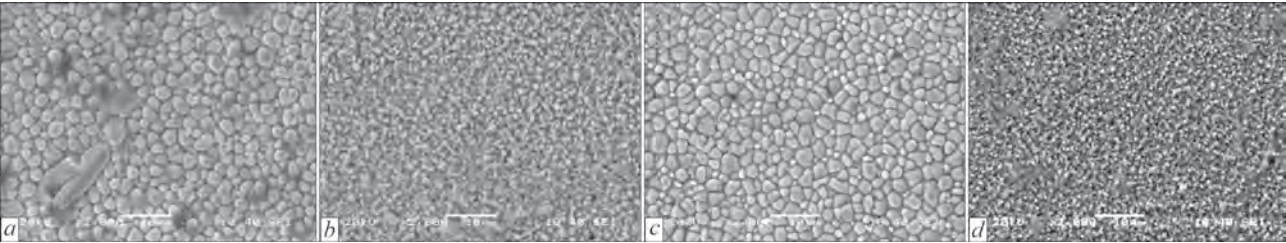


Fig. 2. Top-views of IMC layer in as-soldered samples: *a* – Sn–3.0Ag–0.5Cu; *b* – Sn–3.0Ag–0.5Cu–0.2Co; *c* – Sn–1.0Ag–0.7Cu; *d* – Sn–1.0Ag–0.7Cu–0.07Co

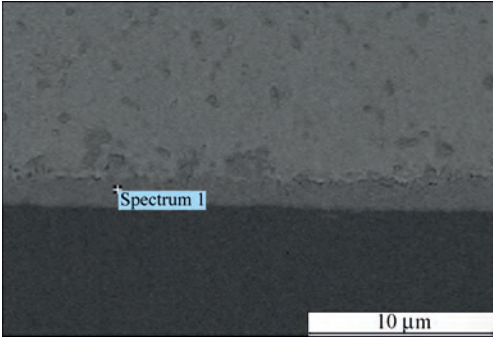


Fig. 3. EDX test of IMC layer in as-soldered Sn–1.0Ag–0.7Cu–0.07Co sample

er than those of without Co addition. In other words, the addition of trace amount of Co can significantly refine the interfacial  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  IMCs grains after reflow process.

Table shows the EDX results of interfacial IMC layers in as-soldered Sn–3.0Ag–0.5Cu–0.2Co and Sn–1.0Ag–0.7Cu–0.07Co samples in Fig. 2, 3, in order to determine the composition of the interfacial IMC layer between the Sn–Ag–Cu–Co solder and Cu substrate. The intermetallic phase is likely to be expressed as  $(\text{Cu}, \text{Co})_6\text{Sn}_5$  phase, which is considered to be formed by substituting Cu atoms in binary compounds by Co atoms, consistent with previous result reported by Nishikawa et al. [7].

The morphologies of IMCs layer at the interface change obviously after isothermal aging, and severe coarsening and planarization of IMC grains can be found. The morphologies of  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  in Sn–3.0Ag–0.5Cu and

Sn–1.0Ag–0.7Cu samples are planarized to be a thick layer after isothermal aging, while the interfacial IMC are much thicker with addition of trace amount of Co, as the cross-sections of the interface aged at 423 K for 384h in Fig. 4. In the top-views of the IMC layers as shown in Fig. 5, the morphologies of interfacial IMC are changed from roundshape into polyhedron-shape after isothermal aging. The grain sizes of interfacial IMC with Co addition are still smaller, and the grain refinement effect is obtained with 0.2 % Co addition.

After aged for 768 h and 1536 h, the  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  layer can be obtained obviously at the cross-sections of the interface between SAC alloys and Cu substrates as shown in Fig. 6, 8, which decreases the mechanical strength of solder joint due to its brittleness nature and different CTE [8]. It is found that addition of trace amount of Co can impede the growth of  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  after aging treatment, attributed to the replacement of Cu atoms by Co atoms in  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  crystals, which in turn depresses the diffusion of Cu and inhibits the transformation from  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  to  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  during thermal aging. At the same time, the grain refinement effect of Co addition becomes weaker as the aging time increasing, and the sizes of interfacial IMC grains in all samples become the same after 768 h aging, according to the top-views in Fig. 7, 9.

**Conclusions.** Trace amount of Co can significantly refine the interfacial  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  IMCs grains after soldering.

Co can inhibit the growth of  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  after annealing treatment.

**EDX results of interfacial IMC layers in as-soldered samples**

Region	Solder	Element (at. %)		
		Sn	Cu	Co
Cross-section in Fig. 3	SAC107–0.07Co	46.68	50.45	2.87
Top-view in Fig. 2	SAC305–0.2Co	44.75	47.13	8.12
Top-view in Fig. 2	SAC107–0.07Co	43.06	53.90	3.04

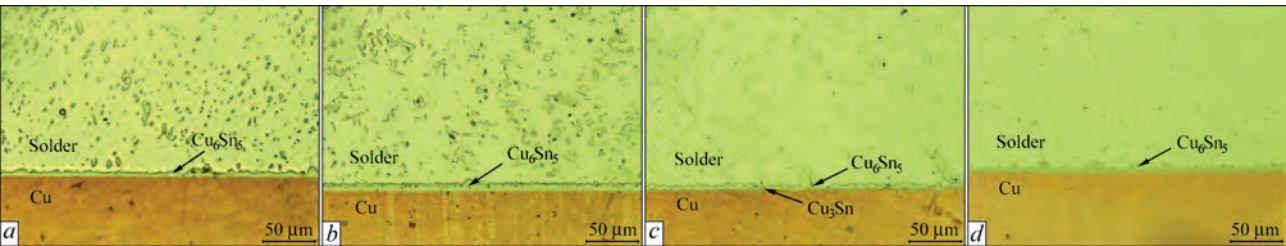


Fig. 4. Cross-sections of IMC layer in 384h aged samples: *a* – Sn–3.0Ag–0.5Cu; *b* – Sn–3.0Ag–0.5Cu–0.2Co; *c* – Sn–1.0Ag–0.7Cu; *d* – Sn–1.0Ag–0.7Cu–0.07Co



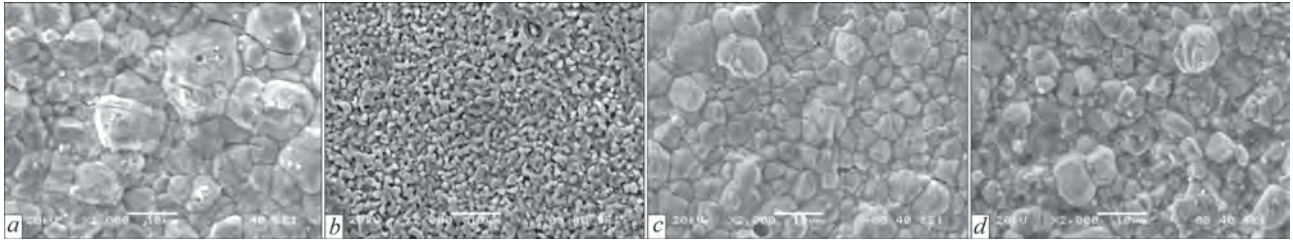


Fig. 5. Top-views of IMC layer in 384h samples: *a* – Sn–3.0Ag–0.5Cu; *b* – Sn–3.0Ag–0.5Cu–0.2Co; *c* – Sn–1.0Ag–0.7Cu; *d* – Sn–1.0Ag–0.7Cu–0.07Co

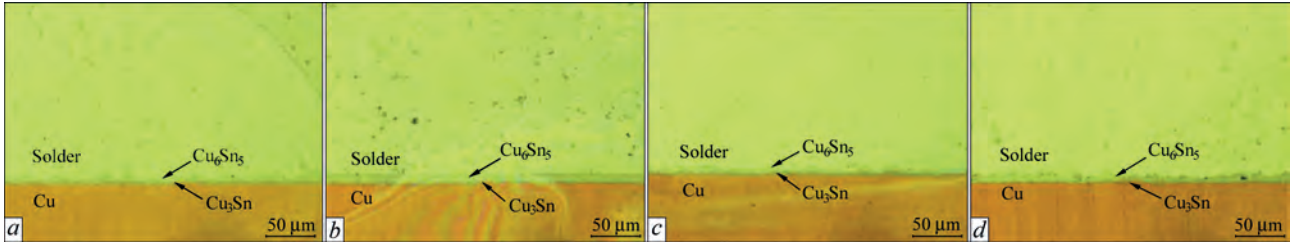


Fig. 6. Cross-sections of IMC layer in 768h aged samples: *a* – Sn–3.0Ag–0.5Cu; *b* – Sn–3.0Ag–0.5Cu–0.2Co; *c* – Sn–1.0Ag–0.7Cu; *d* – Sn–1.0Ag–0.7Cu–0.07Co

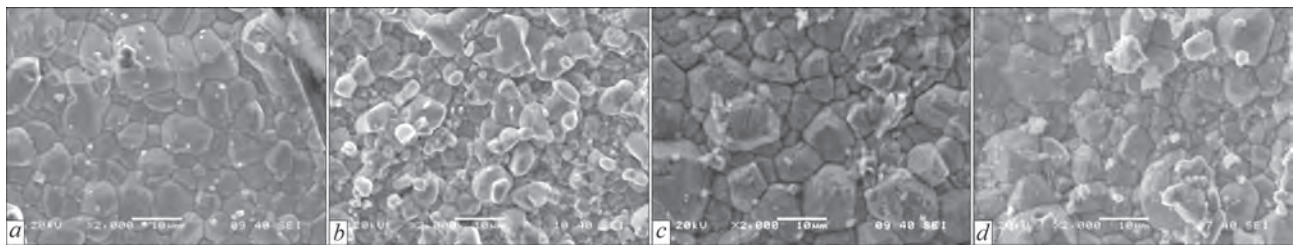


Fig. 7. Top-views of IMC layer in 768h samples: *a* – Sn–3.0Ag–0.5Cu; *b* – Sn–3.0Ag–0.5Cu–0.2Co; *c* – Sn–1.0Ag–0.7Cu; *d* – Sn–1.0Ag–0.7Cu–0.07Co

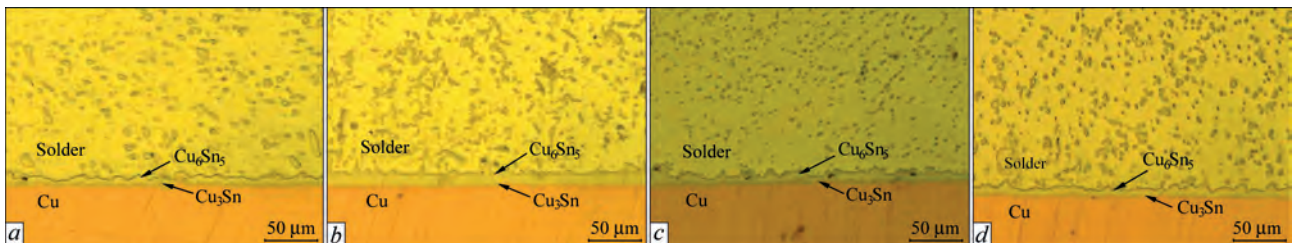


Fig. 8. Cross-sections of IMC layer in 1536h aged samples: *a* – Sn–3.0Ag–0.5Cu; *b* – Sn–3.0Ag–0.5Cu–0.2Co; *c* – Sn–1.0Ag–0.7Cu; *d* – Sn–1.0Ag–0.7Cu–0.07Co

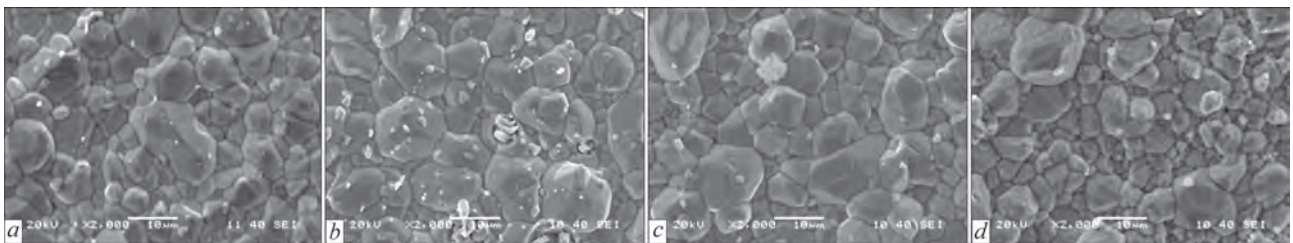


Fig. 9. Top-views of IMC layer in 1536h samples: *a* – Sn–3.0Ag–0.5Cu; *b* – Sn–3.0Ag–0.5Cu–0.2Co; *c* – Sn–1.0Ag–0.7Cu; *d* – Sn–1.0Ag–0.7Cu–0.07Co

Cu atoms are replaced by Co atoms in  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  crystals, depressing the diffusion of Cu and impeding the transformation from  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  to  $\text{Cu}_3\text{Sn}$  during aging.

**Acknowledgments.** The present work was carried out with the support of Natural Science Foundation of Jiangsu Province (BK20171308), Natural Science Foundation of the Jiangsu Higher Education Institutions of China (18KJA460002).

## References

1. Chen, X., Zhou, J., Xue, F., Bai, J., Yao, Y. (2015) Microstructures and mechanical properties of Sn–0.1 Ag–0.7 Cu–(Co, Ni, and Nd) lead-free solders. *J. Electron. Mater.*, 44, 2, 725–732.
2. Nishikawa, H., Komatsu, A., Takemoto, T. (2008) Effect of Ni or Co addition to Sn–Ag solder on microstructure and joint strength at interface. *Mater. Trans.*, 49, 7, 1518–1523.
3. Anderson, I.E. (2007) Development of Sn–Ag–Cu and Sn–Ag–Cu–X alloys for Pb-free electronic solder applications, *J. Mater. Sci-Mater. El.*, 18, 1–3, 55–76.



4. Gao, F., Takemoto, T., Nishikawa, H. (2006) Effects of Co and Ni addition on reactive diffusion between Sn-3.5Ag solder and Cu during soldering and annealing. *Mater. Sci. Eng. A.*, 420, 1-2, 39-46.
5. Haseeb, A., Leng, T.S. (2011) Effects of Co nanoparticle addition to Sn-3.8Ag-0.7 Cu solder on interfacial structure after reflow and ageing. *Intermetallics*, 19, 5, 707-712.
6. Kim, D.H., Cho, M.G., Seo, S.K., Lee, H.M. (2009) Effects of Co addition on bulk properties of Sn-3.5Ag solder and interfacial reactions with Ni-P UBM. *J. Electron. Mater.*, 38, 1, 39-45.
7. Nishikawa, H., Komatsu, A., Takemoto, T. (2007) Morphology and pull strength of Sn-Ag (-Co) solder joint with copper pad. *et al.*, 36, 9, 1137-1143.
8. Mu, D.K., McDonald, S.D., Read, J., Huang, H. and Nogita, K. (2015) Critical properties of Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> in electronic devices: Recent progress and a review. *Curr. Opin. Solid. St. M.*, 20, 2, 55-76.

## ВПЛИВ ДОМІШОК КОБАЛЬТА НА ПОВЕРХНЮ РОЗДІЛУ ПРИПОЮ Sn-Ag-Cu ТА МІДНОЇ ПІДКЛАДКИ

Jianxin Wang, Yun Zhou, Taikun Fan

Ключова лабораторія передових технологій зварювання, Університет науки і техніки Цзянсу, Китай,  
E-mail: wangjx\_just@126.com

Сплави Sn-Ag-Cu (SAC) вважаються найбільш перспективними безсвинцевими припоями в електронній промисловості. Отже, характеристики кристалізаційної мікроструктури та властивості міжфазних реакцій сплавів SAC мають принципове значення для забезпечення надійної роботи електронних пристроїв. Особливо це стосується для сплавів SAC з низьким вмістом срібла, частково через укрупнені інтерметаліди на міжфазній границі цих сплавів з більш високим поверхневим натягом, ніж у звичайних близьких до евтектичних сплавів (SAC). У зв'язку з цим бажано зменшити розмір зерна на міжфазних границях інтерметалідів з низьким вмістом срібла та звичайними підкладками, такими як Cu. У цій роботі, шляхом проведення оплавлення припою при температурі близькій до 260 °C, було досліджено ефект додавання незначної кількості Co на міжфазній границі між звичайним сплавом SAC305 та сплавом з низьким вмістом срібла SAC107 та мідною підкладкою. Крім того, вплив домішок Co на зростання міжфазних інтерметалідів досліджувалося при температурі 150 °C після наддовгої обробки обпалюванням протягом 384, 768 та 1536 год. За допомогою електронних мікроскопів отримано мікрознімки у вигляді зверху, а також у вигляді поперечного перерізу. Було встановлено, що додавання незначної кількості Co може значно підвищити якість міжфазних зерен інтерметалідів Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> після процесу оплавлення припою та перешкоджати зростанню Cu<sub>3</sub>Sn після обробки обпалюванням. Це пояснюється заміною атомів міді атомами Co в кристалах Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>, що, в свою чергу, пригнічує дифузію міді і перешкоджає перетворенню Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub> на Cu<sub>3</sub>Sn в процесі старіння. Бібліогр. 8, табл. 1, рис. 9

**Ключові слова:** безсвинцевий припій, Sn-Ag-Cu, інтерметалідне з'єднання, мікроструктура

Надійшла до редакції  
26.05.2020

### ЗАХИСТ ЗВАРНИХ ШВІВ ЗА ДОПОМОГОЮ WELD TRAILING SHIELD®

Захист зварних швів титану і нержавіючої сталі від контакту з повітрям під час їх охолодження запобігає окисленню та наступного доопрацювання.

Компанія Huntingdon Fusion Techniques (Великобританія), випустила оновлену конструкцію *Weld Trailing Shields*, яка забезпечує додатковий захист інертним газом під час зварювання, запобігаючи контакту гарячого металу з повітрям під час його охолодження. Поряд з новою гладкою конструкцією, *Trailing Shields* має нову унікальну конструкцію затиску, що означає, що зварювальник може змінювати різні розміри заднього щитка без необхідності заміни зварювального пальника.

*Trailing Shields* підійде для зварювального пальника TIG, MIG або Plasma (GTAW, GMAW, PAW) будь-якої марки для зварювання плоского листа, а також для зовнішнього або внутрішнього зварювання труб. Для труб і судин радіальні версії виготовляються для діаметрів від 25 мм і вище.

При використанні *Trailing Shield* зварні шви будуть залишатися яскравими і блискучими, що виключить зміну кольору та окислення. Силіконова герметизуюча прокладка стійка до температур до 230 °C.

[www.huntingdonfusion.com](http://www.huntingdonfusion.com)



## ГЕОМЕТРИЧНІ ПАРАМЕТРИ ПАЯНОГО ШВА ТА ЙОГО СТРУКТУРА ПРИ ПЛАЗМОВОМУ ПАЯННІ ОЦИНКОВАНОЇ СТАЛІ

С.В. Максимова, І.В. Зволінський, В.В. Юрків

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)

Представлені результати досліджень паяних з'єднань тонколистової оцинкованої сталі 08Ю, що отримані шляхом зварювання, дугового і плазмового паяння. Підтверджено, що в першому випадку відбувається розбризкування металу рідкої ванни, випаровування цинку, утворення пористості. Досліджено вплив погонної енергії на параметри паяного шва при плазмовому паянні з застосуванням припою БрКМц 3-1. З'ясовано, що збільшення величини погонної енергії призводить до зменшення висоти лицьового посилення, але сприяє збільшенню висоти зворотного посилення, що потребує збільшення кількості припою. Емпіричним шляхом встановлено величину погонної енергії в межах 520...590 Дж/см, яка забезпечує отримання стикових з'єднань оцинкованої сталі 08Ю з оптимальним розміром зворотного посилення. Мікрорентгеноспектральними дослідженнями визначено, що на даному режимі формуються якісні щільні шви зі структурою твердого розчину на основі міді з дисперсними включеннями фази на основі заліза, яка збагачена кремнієм. Бібліогр. 11, табл. 1, рис. 9.

*Ключові слова:* плазмове паяння, оцинкована сталь, припій, погонна енергія, параметри шва, структура

Захист від корозії різних конструкцій часто реалізується за рахунок широкого застосування оцинкованої сталі. У ряді випадків використання оцинкованої сталі пов'язано з отриманням нероз'ємних з'єднань, що викликає значні труднощі. Відомо, що цинк починає плавитись при температурі 419,58 °С, а при 907 °С – випаровується. При зварюванні, коли температура крайок основного матеріалу перевищує температуру кипіння цинку, цинкове покриття вигорає з обох сторін. Для забезпечення надійного корозійного захисту зруйнований цинковий шар необхідно відновлювати, що призводить до додаткових витрат. Окрім того, попадання цинку в рідкий метал зварювальної ванни призводить до утворення пористості, тріщин, розбризкування, неповного проплавлення і нестабільного горіння дуги [1–3].

Паяння є перспективним методом отримання з'єднань листової сталі з цинковим покриттям. На відміну від зварювання термічний вплив паяння на основний матеріал значно менший. Для отримання з'єднань оцинкованої сталі широко застосовується процес паяння плавким електродом (MIG-паяння). Замість зварювального дроту в зону з'єднання подається припій. Недоліками MIG-паяння є залежність сили струму від швидкості подачі дроту; відносно високе значення сили струму для паяння тонких листів (велике тепловкладення призводить до усадки шва і збільшення деформації) розбризкування припою, що пов'язано з випаровуванням цинку і утворення дефектів [4–8].

В якості альтернативи MIG-паянню можна використовувати процес плазмового паяння. В да-

шому випадку присадний матеріал (припій), що подається в дугу, не перебуває під напругою, що дозволяє керувати параметрами паяного шва незалежно від швидкості подачі присадного матеріалу шляхом плавного регулювання напругою і струмом. Це сприяє зменшенню тепловкладення і зони термічного впливу, а також забезпечує стабільність процесу отримання нероз'ємних з'єднань. Окрім того, більш високий тиск плазмової дуги сприяє формуванню якісного щільного з'єднання зі збереженням цілісності цинкового покриття.

Метою роботи є дослідження структури, встановлення взаємозв'язку між геометричними параметрами шва, величиною погонної енергії та величиною зазора з'єднань оцинкованої сталі, що отримані шляхом плазмового паяння з застосуванням припою БрКМц 3-1.

**Матеріали і методи досліджень.** Для проведення експериментів підготовлений спеціальний



Рис. 1. Стенд для дугового (плазмового) паяння

Максимова С.В. – <https://orcid.org/0000-0003-0158-5760>, Зволінський І.В. – <https://orcid.org/0000-0003-1442-7980>, Юрків В.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8440-0391>

© С.В. Максимова, І.В. Зволінський, В.В. Юрків, 2020

стенд (рис. 1), що включає апарат для аргонодугового зварювання «Master TIG MLS 2300» фірми «Kemppi», блок запалювання чергової дуги, пристрій для подачі дроту з діапазоном плавного регулювання в межах 0...130 мм/с і пристрій для переміщення пальника зі швидкістю 0...25 мм/с.

В якості припою використовували мідний сплав у вигляді дроту БрКМц 3-1 діаметром 1 мм з температурою солідусу 980 °С, ліквідусу 1020 °С [9]. Для порівняльних досліджень проводили зварювання з використанням в якості присадного матеріалу дріт марки Св08Г2С. Основний метал використовували у вигляді пластинчатих зразків оцинкованої сталі 08Ю розміром 150×60×0,8 мм.

Хімічний склад використовуваних матеріалів, мас. %:

БрКМц 3-1	..... 2,75...3,5 Si; 1...1,5 Mn; 0,5 Zn; 0,3Fe; 0,25 Sn; 0,2 Ni; основа Cu;
сталь 08Ю	..... 0,35 Mn; до 0,07 C; 0,02...0,07 Al; 0,03 Si; до 0,025 S; до 0,02 P; основа Fe;
Св08Г2С	..... 1,82,1 Mn; 0,7...0,95 Si; 0,25 Ni; 0,2 Cr; 0,2Cu; 0,15 Mo; 0,05...0,11 C; 0,015 P; 0,01S; 0,008 N; основа Fe

Дослідження проводили на зразках з оцинкованої сталі, отриманих за допомогою MIG-зварювання, MIG-паяння і плазмового паяння в горизонтальному положенні. З нероз'ємних з'єднань вирізали зразки і за стандартною методикою готували мікрошліфи для металографічних досліджень.

Мікроструктуру і локальний елементний склад паяних з'єднань вивчали з використанням скануючого електронного мікроскопу TescanMira 3 LMU, який оснащений енергодисперсійним спектрометром Oxford Instruments X-max 80 mm<sup>2</sup> та програмним забезпеченням INCA. Локальний

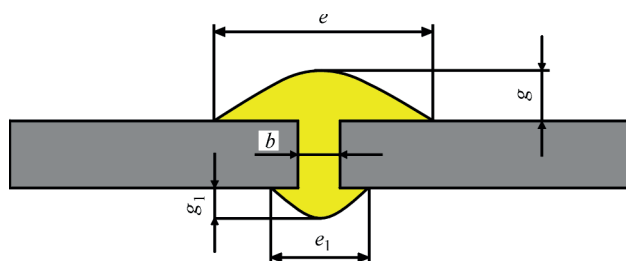


Рис. 2. Схематичне зображення параметрів паяного шва:  $e$  – ширина лицьового посилення;  $e_1$  – ширина зворотного посилення;  $g$  – висота лицьового посилення;  $g_1$  – висота зворотного посилення;  $b$  – величина паяльного зазору

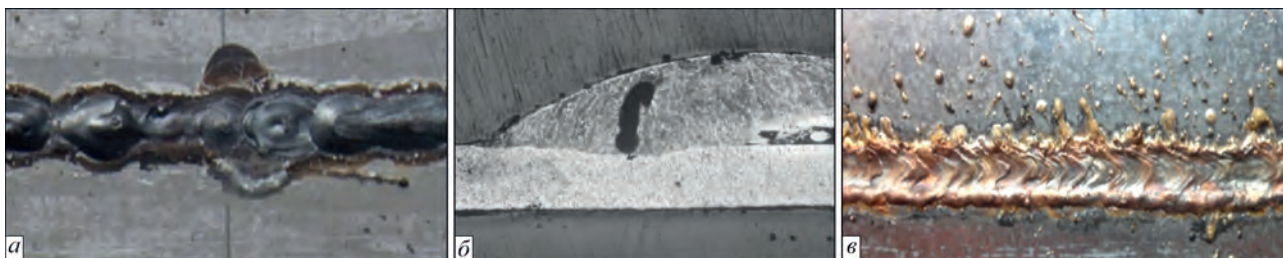


Рис. 3. Зовнішній вигляд (а), макроструктура шва (б), отриманого MIG-зварюванням та MIG-паянням (в) оцинкованої сталі

розподіл хімічних елементів визначали в обернено-розсіяних електронах (BSE), що дозволяє досліджувати мікрошліфи без хімічного травлення.

Виміри параметрів паяних швів з'єднань оцинкованої сталі, отриманих з застосуванням плазмового паяння, проводили відповідно до схеми (рис. 2).

Величину погонної енергії розраховували за формулою

$$Q = \frac{q}{V}, \text{ Дж/см}, \quad (1)$$

де  $q = \eta IU$  – ефективна теплова потужність (Дж/с);  $\eta$  – ефективний ККД процесу нагріву плазмою деталей в середовищі аргону (0,627);  $U$  – падіння напружності дуги (В);  $I$  – сила струму (А);  $V$  – швидкість зварювання-паяння (см/с).

**Результати експериментів та їх аналіз.** Зовнішній вигляд зразків оцинкованої сталі, отриманих із застосуванням MIG-зварювання (плавким електродом на зворотній полярності) показав погане формування зварних швів, утворення пористості (рис. 3, а, б), що обумовлено випаровуванням цинку з поверхні основного металу.

При MIG-паянні відбувається розбризкування присадного матеріалу (через випаровування цинку), що є недоліком даного процесу (рис. 3, в).

При плазмовому паянні (рис. 4) стикових пластинчатих зразків спостерігається формування щільних паяних швів без розбризкування припою (рис. 5, а), без пор і дефектів (рис. 5, б).

В автомобільній промисловості широко використовуються напускні з'єднання. Як показали експерименти, отримання напускних з'єднань потребує незначного коректування процесу паяння. Так, плазмотрон розміщується під кутом до вертикальної поверхні пластин основного металу. Оскільки вертикальне (з кутом в 90°) розміщення плазмотрона приводить до відхилення дуги в сторону верхньої пластини, на відпрацьованому режимі спостерігається хороше формування напускного з'єднання (рис. 6, а, б) з формуванням повної галтельної ділянки (рис. 6, в).

Результати досліджень впливу погонної енергії на геометричні параметри паяних швів показали, що висота зворотного посилення  $g_1$  монотонно зростає з постійною швидкістю при збільшенні погонної енергії (рис. 7, а). Це призводить до збільшення об'єму металу зі зворотної сторони



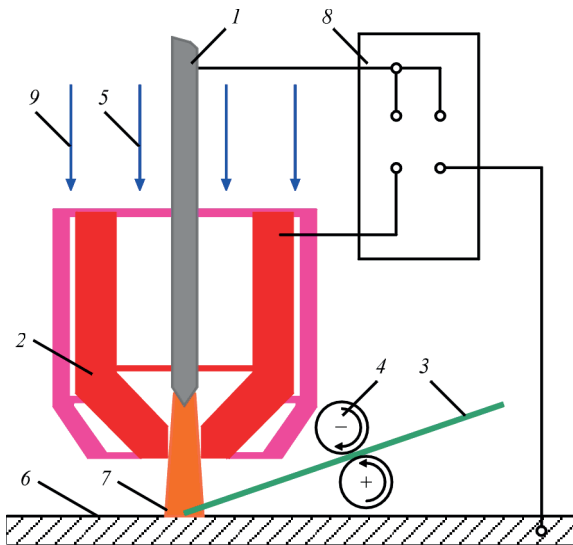


Рис. 4. Схема процесу плазмового паяння: 1 – вольфрамовий електрод; 2 – плазмоутворююче сопло; 3 – припій; 4 – подаючі ролики; 5 – плазмоутворюючий газ; 6 – основний метал; 7 – плазмова дуга; 8 – джерело живлення; 9 – захисний газ

шва і негативно впливає на витрати присадного матеріалу (рис. 7, а).

Інший характер спостерігається при дослідженні висоти лицьового посилення  $g$ , яке зменшується з підвищенням погонної енергії. В той же час ширина лицьового посилення  $e$  спочатку збільшується до 4,5 мм при погонній енергії 590...750 Дж/см, потім знижується, і починаючи з 916 Дж/см відбувається стабілізація.

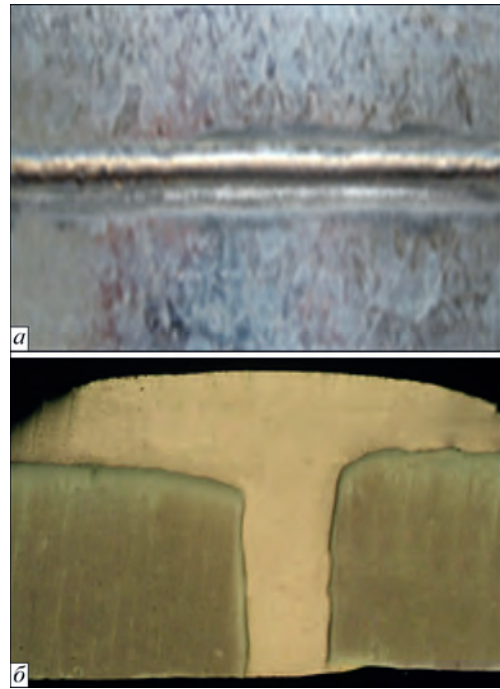


Рис. 5. Зовнішній вигляд (а) та макроструктура (б) паяного стикового з'єднання оцинкованої сталі (б), отриманого з застосуванням плазмового паяння

Проведені дослідження з впливу погонної енергії на формування стикових пластинчатих паяних з'єднань показують, що якісні щільні паяні шви (без дефектів) з оптимальним розміром лицьового і зворотного посилення формуються при ве-

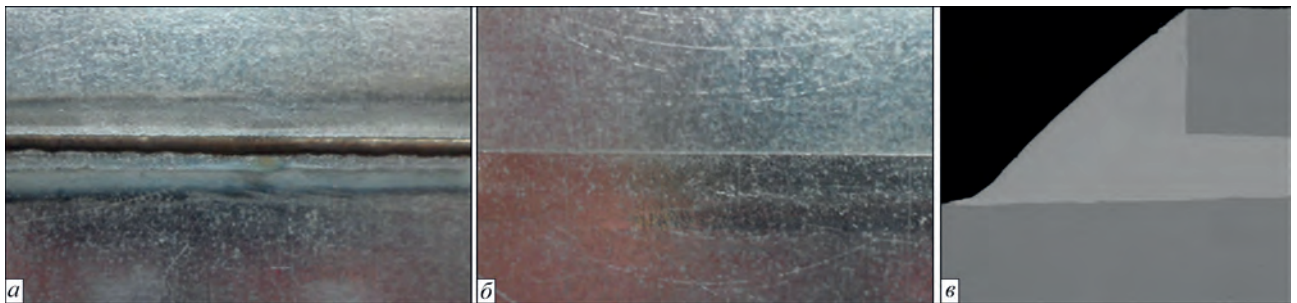


Рис. 6. Лицьова (а), зворотна сторона (б) та макроструктура (в) паяного напускного з'єднання оцинкованої сталі

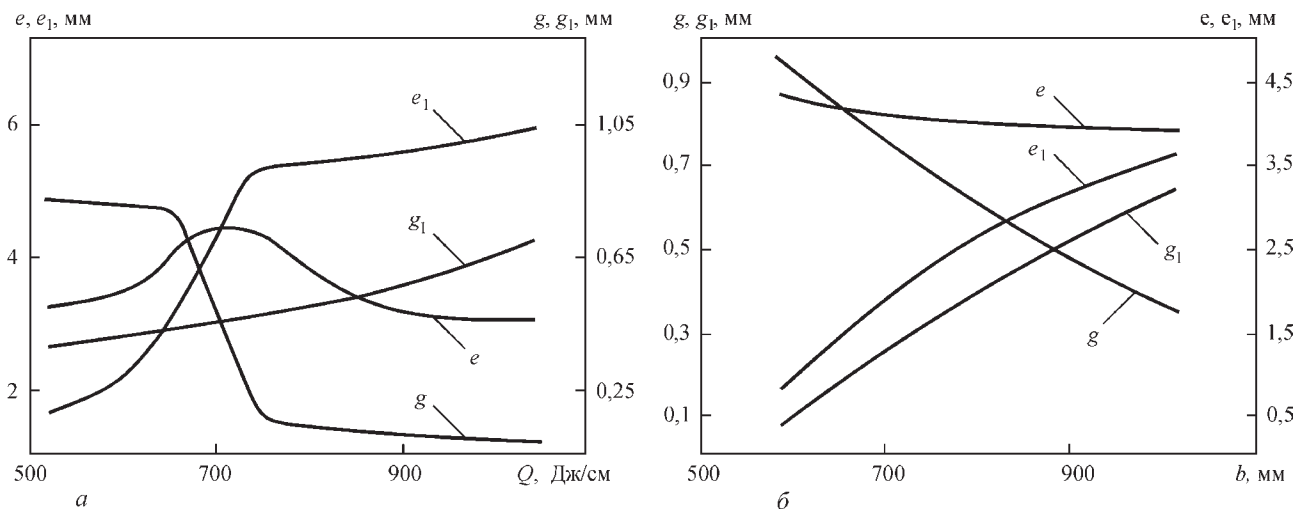


Рис. 7. Залежність параметрів паяного шва від величини погонної енергії (а) та величини зазору (б): ширина  $e_1$  і висота  $g_1$  зворотного посилення; ширина  $e$  та висота  $g$  лицьового посилення

личині погонної енергії, яка знаходиться в межах 520...590 Дж/см. При паянні напускних зразків величину погонної енергії необхідно коректувати з урахуванням особливостей технологічного процесу паяння і геометричних параметрів з'єднань.

При паянні без зазору (капілярне паяння) існує ймовірність часткового заповнення капілярного зазору припоєм. Проведеними дослідженнями з впливу величини зазору на формування паяних стикових з'єднань встановлено, що вона грає велику роль не тільки на формування шва, витрату присадного металу, але і на теплопередачу енергії в основний метал. Експерименти проводили з перемінним зазором в межах 0,2...0,6 мм. З отриманих результатів випливає, що при постійних параметрах режиму ( $I$ ,  $U$ ,  $V$  та швидкості подачі присадного матеріалу) зі збільшенням зазору ширина лицьового посилення (паяного шва)  $e$  незначно зменшується, а зворотного  $e_1$  – стрімко збільшується (рис. 7, б). Це призводить до зменшення висоти лицьового посилення (паяного шва)  $g$  і збільшення висоти зворотного посилення  $g_1$ . Очевидно, що з точки зору економії припою перевагами користується паяння з малими зазорами.

Отримані результати локального мікрорентгеноспектрального аналізу і вивчення хімічної неоднорідності паяних з'єднань оцинкованої сталі свідчать про те, що мікроструктура паяного шва

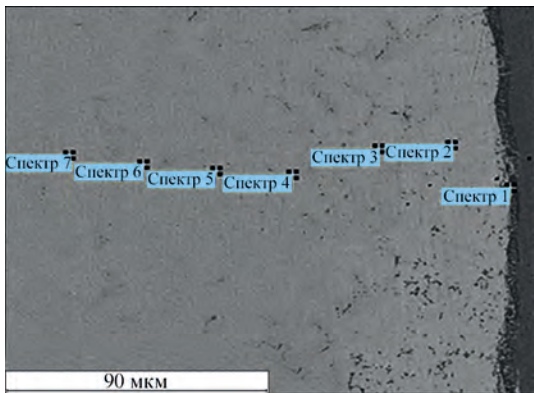


Рис. 8. Електронне зображення мікроструктури паяного з'єднання з оцинкованої сталі, що отримане з погонною енергією 567 Дж/см і зазорі 0,4 мм

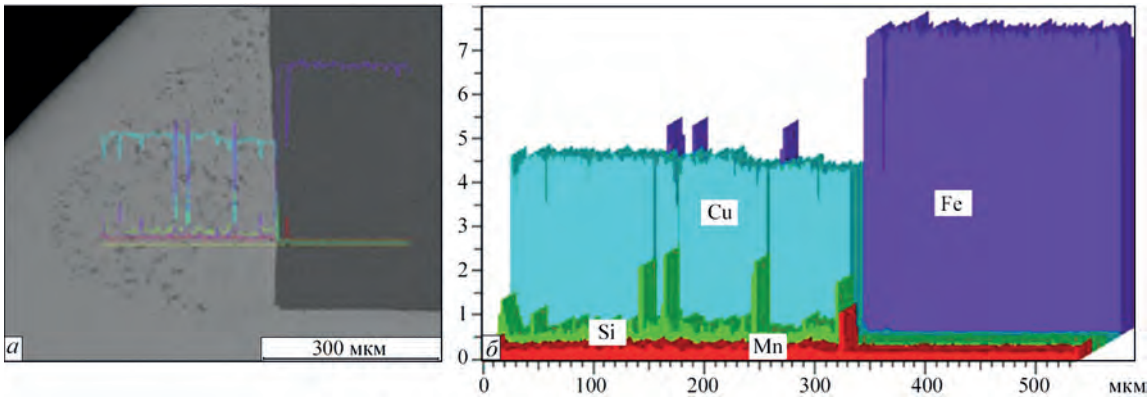


Рис. 9. Мікроструктура (а) та характеристичні спектри елементів (б) в з'єднанні, що отримано плазмовим паянням

Вміст хімічних елементів в паяному шві, мас. %

Номер спектра	Si	Mn	Fe	Cu	Zn
1	9,08	1,08	43,35	35,01	11,48
2	2,71	1,18	0,89	77,87	17,35
3	3,67	0,92	0,68	79,91	14,82
4	3,15	1,04	–	87,30	8,51
5	3,53	0,97	–	93,05	2,44
6	2,77	0,97	–	96,26	–
7	2,96	1,05	–	95,99	–

утворена твердим розчином на основі міді, по границям зерен якого виділяються дисперсні включення фази на основі заліза (43,35 мас. %), що збагачені кремнієм і містять інші складові елементи припою (рис. 8, таблиця).

На міжфазній границі основний метал – припій формується тонкий шар (1...2 мкм) фази на основі заліза, що містить 9,08 мас. % кремнію. Відповідно до бінарних діаграм стану металічних сплавів [10], в системі залізо-кремній останній характеризується низькою розчинністю і утворює силіциди, які в даному випадку виділяються у вигляді тонкого прошарку. Вони містять також до 11,48 % цинку.

Бінарна діаграма стану металічної системи мідь–цинк теж характеризується обмеженою розчинністю [10], але область розчинності цинку в міді значно більша в порівнянні з розчинністю кремнію в залізі. Тому в зернах твердого розчину на основі міді концентрація цинку збільшується до 17,35 мас. %. З віддаленням від міжфазної границі з основним металом концентрація цинку поступово знижується і на відстані 100 мкм від основного металу цинк не виявлено. Такі особливості формування паяних швів обумовлені будовою діаграм стану, присутністю концентраційного градієнту між елементами припою і основного металу та нерівноважними умовами кристалізації металу паяного шва, що призводить до протікання взаємних дифузійних процесів на міжфазній границі. Метал паяного шву насичується залізом під час паяння, що сприяє формуванню фази на основі заліза, яка збагачена кремнієм.

Характеристичні спектри, що отримані з застосуванням мікрорентгеноспектральних досліджень шляхом сканування електронним променем паяного напускного з'єднання, добре корелюють з попередніми результатами і підтверджують утворення дисперсних фаз на основі заліза (рис. 9, а, б), що збагачені кремнієм (силіцидів).

Концентрація міді в даній фазі знижується. Слід зазначити, що включення силіцидів, які спостерігаються на міжфазній границі припій–оцинкована сталь, мають підвищений вміст марганцю (рис. 9, б), що свідчить про часткове заміщення заліза марганцем і утворення складної сполуки  $(\text{MnFe})_x\text{Si}_y$ , кристалічна решітка якої ізоморфна решіткам фаз  $\text{Mn}_x\text{Si}_y$  і  $\text{Fe}_x\text{Si}_y$  [11]. Утворення таких фаз в паяному шві сприяє підвищенню температури розпаювання отриманого з'єднання і підвищенню температури експлуатації.

## Висновки

Вивчення геометричних параметрів швів, отриманих шляхом плазмового паяння оцинкованої сталі показали, що зі збільшенням погонної енергії зростає величина зворотного посилення. Ширина лицьового посилення спочатку збільшується, а після 900 Дж/см даний параметр стабілізується.

Визначено, що збільшення ширини паяльного зазору з 0,2 до 0,6 мм сприяє зменшенню висоти лицьового посилення з 0,95 до 0,37 мм і збільшенню висоти зворотного посилення з 0,1 до 0,62 мм. Таким чином, підвищення погонної енергії і величини зазору при плазмовому паянні призводить до збільшення об'єму металу в зворотному посиленні, що негативно позначається на витраті присадного матеріалу.

Емпіричним шляхом встановлено величину погонної енергії в межах 520...590 Дж/см, яка забезпечує отримання якісних стикових з'єднань оцин-

кованої сталі 08Ю з оптимальними параметрами паяного шва.

Мікрорентгеноспектральними дослідженнями встановлено, що мікроструктура паяного шва утворена твердим розчином на основі міді та дисперсними включеннями фази на основі заліза, що збагачені кремнієм (силіциди), які виділяються у вигляді тонкого прошарку (шириною 1...2 мкм) на міжфазній границі основний метал–припій та по границям зерен твердого розчину на основі міді.

## Список літератури/References

1. Killing, R. (2005) Plasma brazing – Advantages and disadvantages compared with MIG brazing. *Welding and Cutting*, 4, 3, 147–149. [in English].
2. Pavol Sejc (2010) MAG Welding of Galvanized Tin Plate in Protection Gas  $\text{CO}_2$  and Ar + 18 %  $\text{CO}_2$ . *Zvarac*, VII, 3, 8–13. [in Slovak].
3. Pavol, Sejc (2002) Arc welding of MAG steel sheets covered with anti-corrosion coating on zinc base. *Zvaranie-Svarovani*, 4, 3, 71–73. [in Slovak].
4. Haller, H. (2002) Metal gas inverters from galvanized steel profiles. *Der Praktiker*, 10, 377–380. [in German].
5. Wesling V., A. Shram A. Ait-Mekideche (2003) Plasma soldering of surface-coated thin sheets. *Ibid*, 7, 196–200. [in German].
6. Belkacem, Bouaifi (2003) Low – heat process enhances joining of coated sheet metals. *Welding J.*, 1, 26–30. [in English].
7. Chovet, C., Guiheux, S. (2006) Possibilities offered by MIG and TIG brazing of galvanized ultra-high strength steels for automotive applications. *La metallurgia italiana*, 7-8, 47 – 54. [in English].
8. Walduck, B. (1999) Using Plasma-brazing in car body fabrication. *Welding and Metal Fabrication*, 67, 8, 11–14. [in English].
9. Smiryagin, A.P., Smiryagin, N.A., Belova, A.V. (1974) *Industrial non-ferrous metals and alloys. Directory*. Third ed. Moscow, Metallurgy [in Russian].
10. Massalski, T.B., Okamoto, H., Subramanian, P.R., Kacprzak L. (1990). Binary Alloy Phase Diagrams. The Materials Information Society: *ASM International*, 1, 849 p.
11. Goldschmidt, X.D. (1971) *Implanted alloys*. Ed. by N.T. Chebotarev. Moscow, Mir, 56–68.

## GEOMETRICAL PARAMETERS OF THE BRAZED SEAM AND ITS STRUCTURE IN PLASMA BRAZING OF GALVANIZED STEEL

S.V. Maksymova, I.V. Zvolinskii, V.V. Yurkiv

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The paper presents the results of investigations of brazed joints of 08Yu galvanized steel, produced by welding, arc and plasma brazing. It is confirmed that in the first case, spattering of the liquid pool metal, zinc evaporation and porosity formation take place. The influence of energy input on brazed seam parameters was studied in plasma brazing with application of BrKMts 3-1 brazing filler metal. It was found that increase of energy input leads to reduction of face reinforcement height, but promotes increase of the reverse reinforcement height, that requires a greater amount of brazing filler metal. It was empirically determined that energy input value in the range of 520 – 590 J/cm ensures producing butt joints of galvanized 08Yu steel with optimum size of reverse reinforcement. X-ray microprobe analysis showed that high-quality dense welds form in this mode that have the structure of copper-based solid solution with dispersed inclusions of iron-based phase, enriched in silicon. 11 Ref., 1 Tabl., 9 Fig.

**Keywords:** plasma brazing, galvanized steel, brazing filler metal, energy input, weld parameters, structure

Надійшла до редакції  
27.05.2020



# СИСТЕМА УПРАВЛІННЯ, РЕЄСТРАЦІЇ ПАРАМЕТРІВ ТА КОНТРОЛЮ В ПРОЦЕСІ ПРЕСОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ТРУБ МАГНІТОКЕРОВАНОЮ ДУГОЮ

М.П. Коваль, С.І. Кучук-Яценко, В.С. Качинський

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)

Визначено технічні вимоги до основних елементів системи управління. Описано структурну будову системи управління. Досліджено вплив параметрів процесу пресового зварювання магнітокерованою дугою на якість отримуваних з'єднань. Визначено межі коливань значень параметрів та їх вплив на якість отриманого з'єднання, розроблено програмне забезпечення системи оцінки якості зварних з'єднань. Бібліогр. 7, рис. 6.

*Ключові слова:* технологія зварювання, пресове зварювання магнітокерованою дугою, система управління, реєстрація параметрів, система оцінки якості отриманих з'єднань, формування з'єднань

Швидкий розвиток та широке застосування систем управління у зварювальному виробництві [1] потребує від розробників устаткування шукати нові шляхи та апаратну реалізацію для підвищення ефективності зварювального устаткування з метою підвищення продуктивності процесу зварювання та гарантованого отримання якісних зварних з'єднань [2, 3]. Поширення використання у різноманітних галузях промисловості пресового зварювання магнітокерованою дугою (ПЗМД) та розробка нових зварювальних машин для реалізації цього способу потребує удосконалення існуючих систем оцінки якості зварних з'єднань та управління.

Відоме застосування параметричного контролю якості зварювання при контактному стиковому зварюванні [4]. Використання цього методу контролю якості базується на реєстрації в реальному часі параметрів зварювання та визначенні можливих відхилень параметрів від заданих програмних значень. При цьому визначається допустимість цих відхилень та їх вплив на якість з'єднань і дається оцінка якості отриманого з'єднання.

При застосуванні у виробництві ПЗМД також використовуються відповідні програми управління основними параметрами, але параметричний контроль до цього часу не застосовувався в промислових умовах.

Відмінності технологічного процесу при контактному стиковому зварюванні та ПЗМД, а саме, наявність керуючого магнітного поля, характер зварювального струму (сталій струм), тривалість процесу, швидкість осадки та ін., унеможливають використання методів контролю [4], які використовуються при контактному стиковому зварюванні.

Метою даної роботи є розробка вихідних умов, програмного забезпечення та створення комп'ю-

теризованого комплексу управління процесом зварювання і оцінки якості зварних з'єднань, виконаних магнітокерованою дугою за аналізом технологічних параметрів.

Реалізація канонічної схеми ПЗМД відбувається за програмою, при якій зміна параметру (зварювальний струм) виконується за часом і має вигляд, наданий на рис. 1.

При виконанні нагрівання труб відбувається ступінчата зміна зварювального струму. Кожна зі ступенів струму має заздалегідь встановлену часову тривалість. Програмування величини струму за часом має такі недоліки:



Рис. 1. Зміни зварювального струму та положення рухомої частини зварювальної машини під час зварювання:  $S$  – графічне представлення положення рухомої частини зварювальної установки під час виконання процесу зварювання;  $A$  – послідовність змін зварювального струму під час нагрівання деталей;  $T$  – час перебігу процесу нагрівання та зварювання;  $t_1$  – проміжок часу, за який відбувається ініціалізація процесу (збудження зварювальної дуги);  $t_2$  – тривалість етапу стабілізації процесу переміщення зварювальної дуги по кромках деталей;  $t_3$  – етап нагрівання зварюваних деталей;  $t_4$  – витримка часу, під час якої відбувається різке підвищення зварювального струму (етап форсування процесу нагрівання);  $t_5$  – час виконання стискання нагрітих деталей для формування з'єднання (осадка) з включеним зварювальним струмом

Коваль М.П. – <https://orcid.org/0000-0001-9695-6434>, Кучук-Яценко С.І. – <https://orcid.org/0000-0002-1166-0253>, Качинський В.С. – <https://orcid.org/0000-0003-2066-3365>

© М.П. Коваль, С.І. Кучук-Яценко, В.С. Качинський, 2020

- низька повторюваність формування фінального температурного поля під час виконання з'єднання деталей;
- обмежена номенклатура зварюваних виробів;
- система реєстрації та оцінки якості, яка може бути застосована для такої системи, не буде мати високого ступеню достовірності про якість отриманого з'єднання.

З урахуванням досвіду експлуатації ПЗМД устаткування і враховуючи результати виконаних досліджень [5, 6] та з метою позбавлення наведених вище недоліків було апробовано спосіб ПЗМД, при якому в процесі нагрівання деталей відбувається коригування параметрів процесу без жорсткого прив'язування до тривалості програми зварювання, але з урахуванням енергетичних характеристик зварювальної дуги з метою програмованого отримання необхідного для формування з'єднання, температурного поля. Це гарантує повторюваність процесу нагрівання і формування з'єднання.

Розроблено схему системи керування та оцінки якості зварюваних з'єднань на машині К-872 та у складі:

- керуючий обчислювальний модуль (ПЕОМ);
- прилади нормалізації аналогових вхідних сигналів;
- аналогово-цифрові перетворювачі;
- датчик величини струму зварювальної дуги;
- датчик падіння напруги на дузі;
- потенціометричний датчик положення рухомої частини;
- вимірювальний датчик абсолютного тиску в гідравлічній системі.

Для забезпечення реалізації алгоритму управління та оцінки якості було виконано модернізацію шафи системи керування (рис. 2). Реєстрація технологічних параметрів процесу ПЗМД на модернізованій машині К-872 відбувається за схемою, наведеною на рис. 3.

Відповідність комп'ютерної оцінки контролю якості реальному стану речей гарантується забезпеченням системи (рис. 3) реальними вихідними



Рис. 2. Блок-схема зварювальної установки

даними, у випадку виконання ПЗМД труб такими даними є струм, напруга зварювальної дуги, спільне розташування труб в затискних пристроях машини, тиск у гідравлічній системі під час виконання осадки (як похідні від цього параметру, швидкість та величина осадки).

Для реєстрації та аналізу параметрів технологічного процесу було використано багатофункціональний пристрій USB-4711AE (рис. 4), який має наступні основні характеристики:

Максимальна частота дискретизації вхідного сигналу.....	150 кГц;
Робочий діапазон вхідної напруги, В .....	0...10
Максимальна вхідна напруга, В.....	30
Вхідний опір аналогового каналу, МОм.....	>1
Розрядність АЦП, біт .....	12
Похибка дискретизації, біт .....	+(м)1
Максимальна кількість каналів зчитування.....	16

Отримання поточних даних від датчиків системи реєстрації під час нагрівання деталей відбувається наступним чином (на прикладі отримання падіння напруги на зварювальній дузі). Вхід нормуючого вхідного підсилювача 8 підключено без-

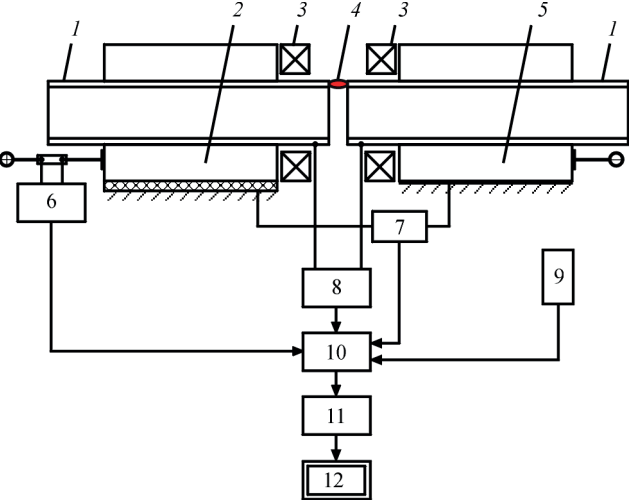


Рис. 3. Блок-схема макету оцінки якості зварюваних з'єднань: 1 – зварювані труби; 2 – рухомий затискний пристрій; 3 – елементи магнітної системи; 4 – стовп електричної дуги; 5 – нерухомий затискний пристрій; 6 – датчик струму; 7 – датчик положення; 8 – датчик падіння напруги на зварювальній дузі; 9 – датчик вимірювання абсолютного тиску гідравлічної системи; 10 – нормуючий інструментальний підсилювач (з ФНЧ  $F_{зр} = 100$  Гц); 11 – приймаючий АЦП; 12 – промисловий комп'ютер



Рис. 4. Схема підключення датчиків системи реєстрації параметрів ПЗМД та структури АЦП

посередньо до клем, які розташовані на затискних пристроях зварювальної машини (за електричною схемою таке підключення відповідає підключенню до вихідних клем «+» та «-» джерела живлення зварювальної дуги). В підсилювачі, падіння напруги зварювальної дуги, яке виникає під час початку процесу і складає величину в межах 20...30 В постійного струму (в момент сталого руху дуги по кромкам деталей, що зварюють), нормується до вихідної напруги 2...3 В. Сигнал, відповідний вхідній напрузі, фільтрується до частоти зрізу АЧХ в 100 Гц, тим самим похідний сигнал напруги зварювальної дуги очищається від пульсацій та завад гармонік вищих порядків, але така частота фільтрації дозволяє зберегти динаміку відстеження зміни падіння зварювальної напруги та реєструвати незначні відхилення зварювальної напруги від заздалегідь встановленої. Для подальшої обробки та аналізу похідний сигнал падіння зварювальної напруги з виходу підсилювача 8 надсилається на вхід аналого-цифрового перетворювача (АЦП). Під час роботи програмного забезпечення (старт програми оцінки якості), АЦП налаштовується таким чином, що частота опитування аналогових входів складає 10 точок опитування на одне читання даних з виходу АЦП. Таким чином досягається більш точне передавання даних до програми контролю. Цей принцип зображено на рис. 5.

Вибір такого типу пристрою зчитування даних протікання технологічного процесу обумовлено універсальністю та мобільністю отриманої системи реєстрації параметрів. Комплекс пристроїв збирання даних, побудований на пристроях з USB шиною передачі даних, не прив'язано до конкретного виконавчого устаткування та дозволяє оперативно та без втрат якості отримання даних, виконувати перебудову системи в разі виникнення необхідності розв'язання нових задач, поява яких неминуча при виконанні будь-якої дослідної роботи. Такий принцип побудови системи реєстрації даних дозволяє використовувати будь-який головний пристрій, як ПЕОМ класу «ноутбук» та індустріальні комп'ютери.

Визначено наступні параметри для встановлення частоти дискретизації аналогових входів:

$U_{\min}$  – мінімальне значення падіння напруги на дугі, яке виникає внаслідок впливу різних чинників перебігу процесу нагрівання;

$U_{\max}$  – максимальне значення при тих же вихідних умовах;

$U_{\text{вст.}}$  – технологічний параметр;

$\tau$  – затримка між тактами зчитування одного вхідного каналу АЦП;

$T_{\text{чт.л}}$  – загальна тривалість одного такту зчитування виходу АЦП (тривалість вибірки для фор-

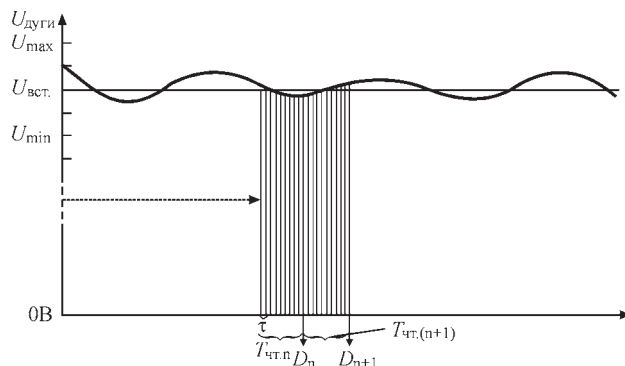


Рис. 5. Такти опитування одного входу АЦП та зчитування даних до програмного забезпечення макету системи контролю якості

мування пакету даних, що надходять до програми аналізу параметрів);

$T_{\text{чт.}(n+1)}$  – наступний пакет, що зчитується з АЦП;

$D_n$  – пакет даних, що зчитується з АЦП (складається з масиву точок опитування чотирьох каналів по  $n$ -разів (кількість точок усереднення)).

Усереднення дозволяє уникнути явища явності паразитних ємностей в побудові схеми вхідного мультимплексора АЦП.

В процесі зварювання труб виконується накопичення та формування масиву даних з чотирьох каналів АЦП у оперативній пам'яті ПЕОМ. Це дозволяє спростити процедуру обробки та аналізу отриманих даних після виконання зварювання.

Доопрацювання програмного забезпечення управляючого комплексу проводилось по шляху оновлення параметрів функціонування існуючих програмних модулів, це дозволило розширити часові та параметричні межі роботи виконавчих пристроїв, виконувати більш точне налаштування технологічних параметрів зварювання, отримувати дані про виконання процесу.

У процесі виконання зварювання виконується сканування датчиків системи, обробка отриманих даних та формування файлів даних та зведеного файлу денного рапорту, у якому фіксуються наступні параметри:

– час зварювання по етапам нагрівання  $T_1, T_2, T_3, T_4, T_5, T_6$ ;

– струм дуги по етапам нагрівання  $I_2, I_3, I_4, I_5$  ( $I_1$

– струм початкового етапу процесу нагрівання під час аналізу не враховується завдяки його малому впливу на процес зварювання);

– напруга зварювальної дуги на трьох етапах нагрівання деталей  $U_2, U_3, U_4$  ( $U_1$  – напруга етапу збудження не враховується);

– загальна кількість витраченої на нагрівання деталей енергії  $E_a$ ;

– швидкість осадки  $V_{\text{ос}}$  (експериментально встановлено, що це середня швидкість зустрічного руху на перших 1,5 мм дугового зазору перед контактом зварюваних труб);



– величина осадки  $S_{oc}$  (величина спільної деформації  $L$  деталей під час виконання осаджування, для кожної з деталей складає):

$$L = \frac{S_{oc}}{2} - l_{дп}, \quad (1)$$

де  $l_{дп}$  – величина дугового проміжку між деталями перед початком виконання осаджування; тиск осадки  $P_{oc}$ ; температура масла гідравлічної системи та навколишнього середовища.

За даними рапортів формується база даних коливачень значень цих параметрів при виконанні зварювання за весь період експлуатації устаткування, яка в подальшому буде використовуватися для оптимізації технологічного процесу.

Відхилення цих параметрів за межі допусків залежить від багатьох причин, у зв'язку з цим були розроблені алгоритми:

- керування для дворівневої системи, які забезпечують коригування режиму зварювання з метою стабілізації процесу;
- оцінки якості зварного стику;
- оцінки технічного стану зварювальної машини;
- формування рекомендацій з коригування параметрів технологічного процесу.

Існуючий контроль якості, при якому порівнюють отримані дані з еталонними, є найпростішою логічною функцією – показники якості перебувають у допуску при одночасному знаходженні в допуску всіх контрольованих параметрів. Однак при такому контролі не враховується:

- значимість впливу кожного з параметрів на показник якості;
- невизначеність межі допусків параметрів процесу;
- можливе посилення впливу на якість зварювання сукупності певної комбінації відхилень.

Розроблено та апробовано алгоритм контролю якості зварювання на основі аналізу параметрів процесу на трьох етапах його здійснення:

1 – збудження зварювальної дуги та нагрівання труб. Період формування температурного поля на торцях труб;

2 – підвищення зварювального струму;

3 – осадка та формування з'єднань.

Висновок про якість отриманого зварного з'єднання з певним ступенем імовірності (істинності) здійснюється на підставі логічних правил, які складені за результатами досліджень технологічних особливостей процесу зварювання труб [7].

Для контролю процесу зварювання використовуються наступні параметри:

- час (тривалість) зварювання по етапам ( $T_1-T_6$ );
- величина струму на етапах нагрівання ( $I_2-I_5$ );

– значення напруги на етапах існування дуги ( $U_2-U_4$ );

- швидкості та величини осадки ( $V_{oc}$  та  $L_{oc}$ );
- тиск в гідравлічній системі під час осадки  $P_{oc}$ ;
- енергія, що витрачена на нагрівання деталей  $E_a$ .

Для виконання найпростішого способу контролю в систему оцінки якості отримуваних зварних з'єднань можна ввести наступне правило:

ЯКЩО деякий технологічний параметр  $X$  – визначено у полі допуску, ТО – отримане з'єднання відповідає вимогам якості за даним параметром.

Відповідно до вищевказаного отримуємо наступну послідовність для визначення якості отриманого з'єднання:

ЯКЩО встановлені проміжки часу технологічного процесу  $T_{1-6}$  у допуску ТА отриманий струм дуги  $I_{1-4}$  ТА виміряні напруги  $U_{2-4}$  у допуску ТА швидкість осадки  $V_{oc}$  у допуску ТА величина осадки  $L_{oc}$  у допуску ТА на етапі осадки відсутнє скозання труб відносно затискних пристроїв, ТО зварний стик якісний.

Якщо виявлено відхилення встановлених проміжків часу технологічного процесу  $T_{1-6}$  АБО отриманий струм дуги  $I_{1-4}$  АБО виміряні напруги  $U_{2-4}$  не в межах встановлених допусків АБО швидкість осадки  $V_{oc}$  нижча від нижньої межі допуску АБО величина осадки  $L_{oc}$  менша від встановленої у допуску АБО на етапі осадки має місце поздовжнє скозання деталей відносно затискних пристроїв, ТО зварене з'єднання визначається як неякісне.

У випадку реєстрації даних параметрів процесу з використанням комп'ютерної системи управління маємо обчислювальний алгоритм для визначення якості зварного з'єднання.

$$Q = \left\{ (T_{1-6}) \& (I_{2-5}) \& (U_{2-4}) \& (V_{oc}) \& (L_{oc}) \& (P_{oc}) \& !(S_{ск}) \right. \\ \left. !(T_{1-6}) \parallel !(I_{2-5}) \parallel !(U_{2-4}) \parallel !(V_{oc}) \parallel !(L_{oc}) \parallel !(P_{oc}) \parallel (S_{ск}) \right\} \quad (2)$$

де  $Q$  – логічна відповідність, яка може приймати значення «true» або «false» (відповідно «true» – якість отриманого з'єднання відповідає нормативам, «false» – якість отриманого з'єднання не відповідає нормативам);  $T_{1-6}$  – отримані під час перебігу технологічного процесу значення тривалості етапів зварювання;  $I_{1-4}$  – виміряні значення зварювального струму по етапам нагрівання деталей;  $U_{2-4}$  – напруга зварювальної дуги по етапам нагрівання;  $V_{oc}$  – початкова швидкість осадки;  $L_{oc}$  – величина виконаної осадки;  $S_{ск}$  – ознака наявності поздовжнього скозання деталей відносно пристроїв утримання зварювальної машини;  $!$  – знак, який відповідає значення змінної «не відповідає встановленому допуску»;  $\&$  – відповідає умові «ТА»;  $\parallel$  – відповідає умові «АБО».

Програмну реалізацію вищенаведеного алгоритму (2) наведено на рис. 6.



Рис. 6. Алгоритм контролю якості зварюваних з'єднань

Висновки

- 1. Визначено вихідні вимоги до системи контролю основних технологічних параметрів ПЗМД зварювання.
- 2. Визначено межі змін основних технологічних параметрів при зварюванні для отримання якісних з'єднань.
- 3. Розроблено програмне забезпечення для реалізації алгоритму керування процесом зварювання та контролю якості з'єднань.

SYSTEM OF CONTROL, REGISTRATION OF PARAMETERS AND CONTROL IN THE PROCESS OF PRESS WELDING OF PIPES USING MAGNETICALLY-IMPELLED ARC

M.P. Koval, S.I. Kuchuk-Yatsenko, V.S. Kachynsky

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

The technical requirements to the basic elements of the control system are determined. The structural design of the control system is described. The influence of the process parameters of press welding using magnetically-impelled arc on the quality of the produced joints is investigated. The limits of fluctuations of values of the parameters and their influence on quality of the produced joint are determined. The software of the system for evaluation of quality of welded joints is developed. 7 Ref., 6 Fig.

Keywords: welding technology, press welding using magnetically-impelled arc, control system, registration of parameters, system for quality evaluation of produced joints, joints formation

4. Розроблено промислову технологію ПЗМД зварювання труб.

Список літератури

- 1. Руденко П.М., Гавриш В.С. (2007) Система автоматического управления и контроля процесса контактной точечной сварки КСУ КС 02. *Автоматическая сварка*, **11** (655), 43–45.
- 2. С.И. Кучук-Яценко, П.М. Руденко, В.С. Гавриш и др. (2016) Двухуровневая система управления. *Там же*, **5-6** (753), 17–20.
- 3. Кучук-Яценко С.И. (2018) Технологии и оборудование контактной сварки рельсов: 60 лет непрерывных инноваций. *Там же*, **11-12**, 29–46.
- 4. Руденко П.М., Гавриш В.С., Кучук-Яценко С.И. и др. (2017) Влияние параметров процесса стыковой контактной сварки оплавлением на прочностные характеристики стыков железнодорожных рельсов. *Там же*, **5-6**, 87–90.
- 5. Кучук-Яценко С.И., Качинский В.С., Коваль М.П. (2012) *Способ пресового зварювання. Україна Пат. № 100278*.
- 6. Кучук-Яценко С.И., Качинский В.С., Галахов М.В., Клименко В.И., Коваль М.П. (2019) *Машина для пресового зварювання труб та трубних закінчень, що нагріваються дугою, керованою магнітним полем. Україна Пат. на корисну модель № 136339*.
- 7. Качинський В.С., Кучук-Яценко С.И., Коваль М.П. (2020) Пресове зварювання магнітокерованою дугою високоміцних сталевих трубчастих деталей гідроциліндрів. *Автоматичне зварювання*, **1**, 45–51.

References

- 1. Rudenko, P.M., Gavrish, V.S. (2007) KSU KS 02 system for automatic control and monitoring of resistance spot welding process. *The Paton Welding J.*, **11**, 43–45.
- 2. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Rudenko, P.M., Gavrish, V.S. et al. (2016) Statistical control of process of flash-butt welding of rails. Two-level control system. *Ibid*, **5-6**, 17–20.
- 3. Kuchuk-Yatsenko, S.I. (2018) Technologies and equipment for flash-butt welding of rails: 60 years of continuous innovations. *Ibid*, **11-12**, 29–46.
- 4. Rudenko, P.M., Gavrish, V.S., Kuchuk-Yatsenko, S.I. et al. (2017) Influence of flash-butt welding process parameters on strength characteristics of railway rail butts. *Ibid*, **5-6**, 75-78.
- 5. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Kachynskyi, V.S., Koval, M.P. (2012) *Method of press welding. Ukraine Pat. 100278* [in Ukrainian].
- 6. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Kachynskyi, V.S., Galakhov, M.V., Klymenko, V.I., Koval, M.P. (2019) *Machine for press welding of pipes and pipe ends heated by magnetically impelled arc. Ukraine Pat. on utility model, 136339* [in Ukrainian].
- 7. Kachynskyi, V.S., Kuchuk-Yatsenko, S.I., Koval, M.P. (2020) Press magnetically-impelled arc welding of high-strength steel tubular parts of hydraulic cylinders. *The Paton Welding J.*, **1**, 45–51.

Надійшла до редакції  
14.05.2020

## ОСОБЛИВОСТІ ВІДНОВЛЕННЯ ЗНОШЕНИХ РОБОЧИХ ОРГАНІВ БУРОВИХ ДОЛІТ

Б.В. Стефанів

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

Розглянуто і вивчено особливості зносу робочих органів корпусів сталевих, матричних бурових доліт та головок і визначені критерії ремонтпридатності. Проведений аналіз зношених ділянок робочих органів відпрацьованих корпусів бурових доліт показав, що найчастіше при бурінні відбувається знос різців, посадочних гнізд і рідше вузлів промивних каналів корпусів бурових доліт. Металографічні дослідження показали, що наплавлений шар і основний метал поєднує тонкий перехідний шар дифузійного походження, що вказує на те, що не відбулось оплавлення основного металу і розчинення в ньому присадного металу. Встановлено, що економічна доцільність ремонту доліт має місце у випадках, якщо собівартість такого ремонту не перевищує третини вартості самого долота. Багаторазове повторне відновлення робочих органів зношених ділянок у декілька разів зменшує собівартість виготовлення нових доліт. В результаті проведених виробничих випробувань відновлених бурових доліт встановлено, що ремонт зношених ділянок робочих органів дозволяє значно подовжити експлуатаційний ресурс і заощадити 30...50 % коштів первісної вартості конкретного типу доліт. Бібліогр. 12, табл. 2, рис. 8.

*Ключові слова:* зношування, наплавлення, карбіди вольфраму, ділянка, перемичка, алмазно-твердосплавний різець, полікристалічний алмазний різець, твердосплавне покриття, мікроструктура, зносостійкість

Розвиток технологічних процесів ремонту бурового інструмента не стоїть на місці, і на даний час підприємства та фірми в Україні і за кордоном пропонують різні способи ремонту зношених ділянок корпусів бурових доліт. Буровий інструмент, що використовується в газовій та нафтовій промисловості, під час експлуатації зношується, що призводить до скорочення строку експлуатаційного ресурсу і часто потребує заміни або ремонту.

Основними характеристиками зношування робочих органів бурових доліт (як власного, так і іноземного виробництва) на родовищах України є: зношування різців – 17 %, поломка різців – 30 %, сколювання різців – 31 %, випадіння різців – 3 %, зношування захисного покриття – 5 та 19 % – відсутність зношування. Наприклад, за кордоном величина проходки бурових доліт типу PDC (Polycrystalline Diamond Cutter), що використовуються для буріння на нафту і газу (за даними фірми Smith Inc), складає в середньому 1067,5 м [1]. В Україні величина проходки вітчизняних доліт (як правило, виробництва ІНМ ім. Бакуля) становить в середньому 300...400 м.

На даний час нові методи ремонту та відновлення зношених ділянок зносостійким покриттям дозволяють ефективно протистояти ряду проблем зношування лопатей і корпуса доліт в умовах знакозмінних та ударних навантажень, гідроабразивного зносу, корозії і т. д., за рахунок високої адгезійної міцності захисного поверхневого шару, зменшення коефіцієнту тертя, підвищення корозійної стійкості в агресивному середовищі при величині водневого показника ( $pH = 7...12$ ).

Ведучі фірми-розробники Baker Hughes INTEQ, Bit-Tech, Dowdco, Halliburton Security DBS, Hughes Christensen, Ulterra Drilling, Reed Hycalog, Smith Tool, Varel, Tri-Max (всі США), TIX (Японія), United Diamond (Канада), Kingdreilm (Китай) та інші давно використовують покриття різного функціонального призначення при виготовленні та ремонті робочих органів бурових доліт. Розробка технологічних процесів виготовлення та ремонту бурових доліт постійно вдосконалюється за рахунок використання нових композиційних матеріалів та технологій нанесення захисних покриттів.

Існують основні способи наплавлення в залежності від виду використовуваної енергії: газове наплавлення, дугове наплавлення (відкритою дугою, в середовищі захисного газу, вібродугове, плазмове), електрошлакове, індукційне, лазерне, електронно-променеве. Вибираючи спосіб наплавлення, спочатку оцінюють можливість його застосування в даному конкретному випадку, потім визначають можливість забезпечення технічних вимог, що пред'являються до наплавлених основних матеріалів, і, нарешті, оцінюють економічну ефективність наплавлення. При оцінці економічної ефективності способу наплавлення загальну вартість ручного дугового наплавлення приймають за 100 %, газового – 74 %, вібродугового – 82 %.

При нанесенні композиційного матеріалу на зношені ділянки робочих органів доліт було віддано перевагу дуговому наплавленню. Суть процесу наплавлення полягає в використанні теплоти для розплавлення присадного матеріалу і його з'єднання з основним металом корпусу долота. Використовуючи можливості дугового наплавлення, на



поверхні деталі можна отримати наплавлений шар необхідної товщини, хімічного складу з потрібними властивостями.

Зважаючи на зазначене вище, мета роботи полягала у дослідженні і розробці технології ремонту зношених ділянок робочих органів корпусів бурових доліт.

**Матеріали та методи.** Об'єкт досліджень – зношені ділянки робочих органів корпусів матричних і сталевих бурових доліт, що були у використанні. Дослідження мікроструктури проводили за стандартною методикою на електронному мікроскопі Tescan Mira 3 LMU та оптичному мікроскопі Неофот 32. Зварювальний апарат ПРС-3М, газополуменевий пальник Casto Fuse. Композиційний матеріал – TeroCote 7888T.

**Результати дослідження.** Для захисту робочих органів бурового інструменту від різних видів зношування широко застосовуються композиційні матеріали на базі сплавів Ni, Fe, NiCr, NiCrBSi, міді тощо, зміцнених карбідами вольфраму [2–5]. Перш за все це пов'язано з унікальними властивостями армуючої фази таких сплавів – карбідами вольфраму. Карбід вольфраму є одним з найбільш твердих та удароміцних карбідів, і наплавлення твердосплавного покриття (ТП) є швидким та простим способом нанесення карбідо-вольфрамового покриття на зношені ділянки робочих органів, що піддаються дії інтенсивних абразивних навантажень і зберігає механічні властивості в широкому діапазоні температур, стійкий до фрикційної корозії і здатний утворювати міцний зв'язок з металами [6, 7].

За результатами проведених робіт [8, 9] щодо відновлення робочих органів корпусів бурових доліт був обраний композиційний матеріал TeroCote 7888 T, який добре змочує основний метал як сталевих, так і матричних бурових доліт, та не має дефектів при нанесенні наплавленого шару на зношені ділянки посадкових гнізд отворів алмазно-твердосплавних різців (АТР) і тонких перемичок між гніздами, що, в свою чергу, сприяє механічній обробці отворів посадкових гнізд після наплавлення і зберігає геометрію для кріплення АТР.

Проведені дослідження зносостійкості композиційних матеріалів в умовах гідроабразивного зношування [10] показали, що зносостійкість захисного покриття TeroCote 7888T на основі нікелю з колотими частинками карбіду вольфраму перевищує зносостійкість реліту «ЛЗ-11-7» (сферичні гранули карбіду вольфраму) і Diamax M (подрібнені частки карбіду вольфраму) на основі заліза в 1,7 і 2,9 рази відповідно. За результатами досліджень зносостійкості був вибраний сплав TeroCote7888T, на основі якого були про-

ведені дослідження цього матеріалу на корозійну стійкість. Результати проведених досліджень на корозійну стійкість показали [11], що застосування захисного покриття, нанесеного з використанням гнучкого шнуру TeroCote 7888T, дозволяє знизити швидкість корозії робочих органів бурового інструменту зі сталі 30Х близько в 53 рази, що сприятиме подовженню його експлуатаційного ресурсу. Ґрунтуючись на результатах досліджень гідроабразивного і корозійного зношування композиційних матеріалів, головну увагу було приділено даному сплаву, який відноситься до категорії корозійностійких захисних матеріалів.

Для відновлення зношених ділянок покриття корпусу бурових доліт використовували композиційний матеріал TeroCote 7888T. Цей матеріал діаметром 5 мм має осердя з нікелевого дроту діаметром 1,2 мм і оболонку з матричного сплаву на основі нікелю (система Ni–Cr–B–Si), армованого частинками карбіду вольфраму неправильної форми. Карбіди вольфраму характеризуються різними розмірами від 0,7 мм до декількох мікрон, і їх кількість в обсязі становить < 65 %. Робоча температура плавлення 1170 °C (± 50 °C). Основна структурна фаза сплаву γ-пересичений твердий розчин на основі нікелю, зміцненого карбідами вольфраму, з вмістом депресантів в мас. %: кремнію до 1,36 та бору до 0,6 (рис. 1, табл. 1).

На рис. 2 приведено розподіл елементів в композиційному матеріалі TeroCote 7888 T, який переконливо свідчить про те, що в основі матричного сплаву міститься твердий розчин на основі нікелю (мас. % 74,31), покритий сплавом системи Ni–Cr–Fe–Si–B. Кількісний мікроаналіз в досліджуваних ділянках підтверджує це (див. табл. 1).

Нанесення наплавленого шару на зношені ділянки робочих органів матричних і сталевих бурових доліт виконували TIG-способом неплавким вольфрамовим електродом в захисному газі – тех-

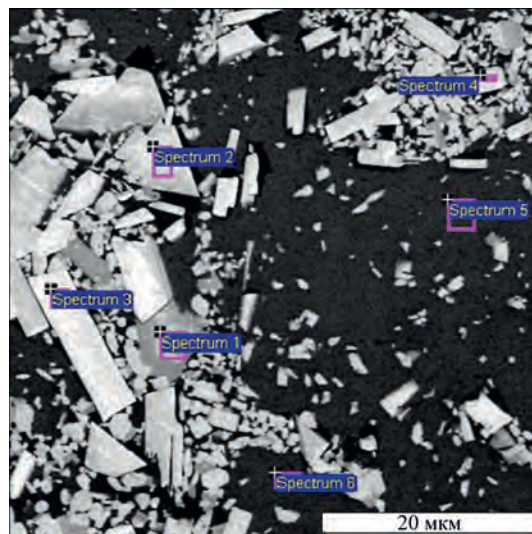


Рис. 1. Мікроструктура сплаву TeroCote 7888 T

Таблиця 1. Склад досліджуваних ділянок, мас. %

Номер спектру	B	C	Si	Cr	Fe	Ni	W	Всього
1	0,56	4,84	1,08	8,77	0,00	18,83	65,91	100,00
2	0,63	819	0,00	0,25	0,71	1,70	88,52	100,00
3	0,65	8,19	0,00	0,00	0,00	2,42	88,73	100,00
4	0,62	9,10	0,00	0,30	0,00	0,00	89,98	100,00
5	0,52	3,60	1,36	6,08	2,50	74,04	11,89	100,00
6	0,00	3,32	1,25	6,27	2,54	74,31	12,32	100,00
Середнє	050	6,21	0,62	3,61	0,96	28,55	59,56	100,00
Відхилення	0,25	2,58	0,68	3,88	1,24	35,99	37,84	—
Max.	0,65	9,10	1,36	8,77	2,54	74,31	89,98	—
Min.	0,00	3,32	0,00	0,00	0,00	0,00	11,89	—

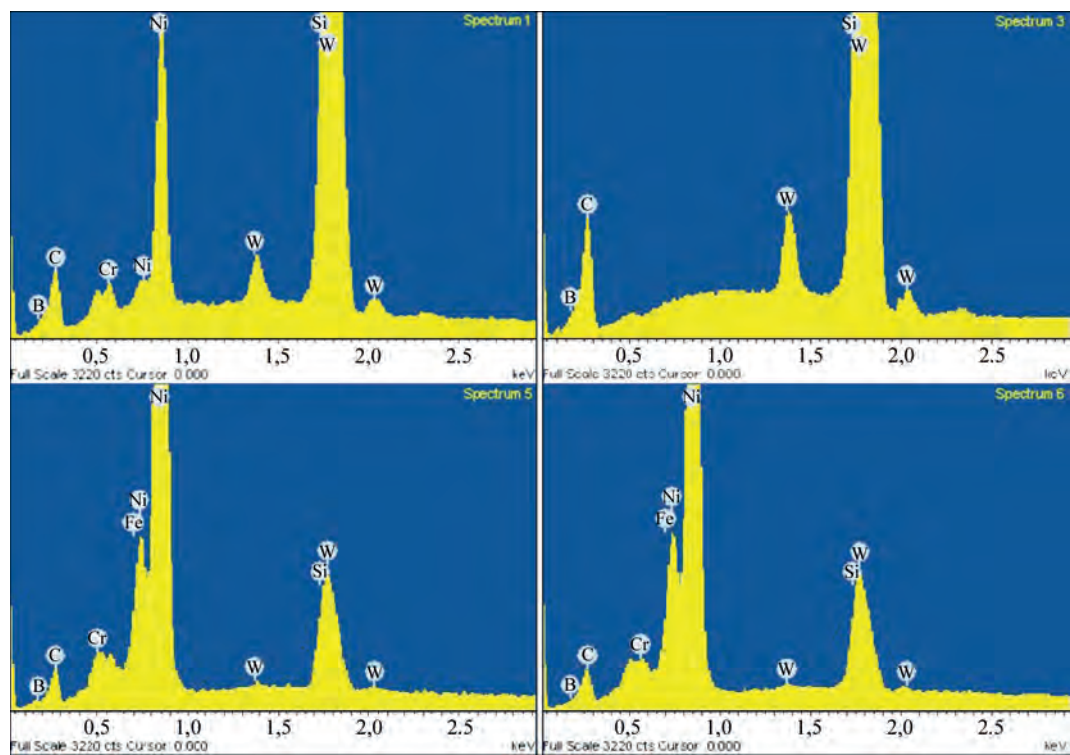


Рис. 2. Якісне розподілення елементів в матричному сплаві TegoCote 7888 T

нічному аргоні (табл. 2). Наплавлення зношених ділянок робочих органів проводили в горизонтальному положенні корпусу бурового долота. Середня товщина наплавленого шару становила 2...4 мм в залежності від товщини зношених ділянок.

Основний метод ремонту зношених ділянок робочих органів матричних (рис. 3, а) та сталевих доліт (рис. 3, б) заключався в поетапному виконанні технологічних операцій: діагностика зношених ділянок, демонтаж зношених алмазно-твердосплавних різців та твердосплавних вставок, механічна обробка зношених ділянок лопатей корпусу; механічна обробка гнізд робочих органів лопатей; щільна установка в ці гнізда графітових пробок; газополуменевий або індукційний підігрів робочих органів корпусу до температу-

ри 400...500 °С; наплавлення ділянок між пробками з набігаючої та збігаючої сторін посадкових гнізд робочих органів зносостійким сплавом; охолодження корпусу до кімнатної температури; видалення графітових пробок; механічна обробка отворів після наплавлення; встановлення в отвори гнізд алмазно-твердосплавних різців та твердосплавних вставок; попередній підігрів гнізд до температури в межах 450...500 °С; паяння алмазно-твердосплавних різців та твердосплавних вставок до температури 650...680 °С, оскільки більша температура починає впливати на міцнісні властивості полікристалічних алмазів; охолодження корпусу долота до кімнатної температури.

Для визначення мікроструктури захисного покриття були виготовлені мікрошліфи зі зразків

Таблиця 2. Режими дугового наплавлення

Напруга, В	Рід струму	Струм, А	Витрата аргону, дм³/хв.	Швидкість наплавлення, м/год.	Джерело живлення
10...12	Постійний, пряма полярність	80...100	2,5...3,0	2...4	ПРС-3М



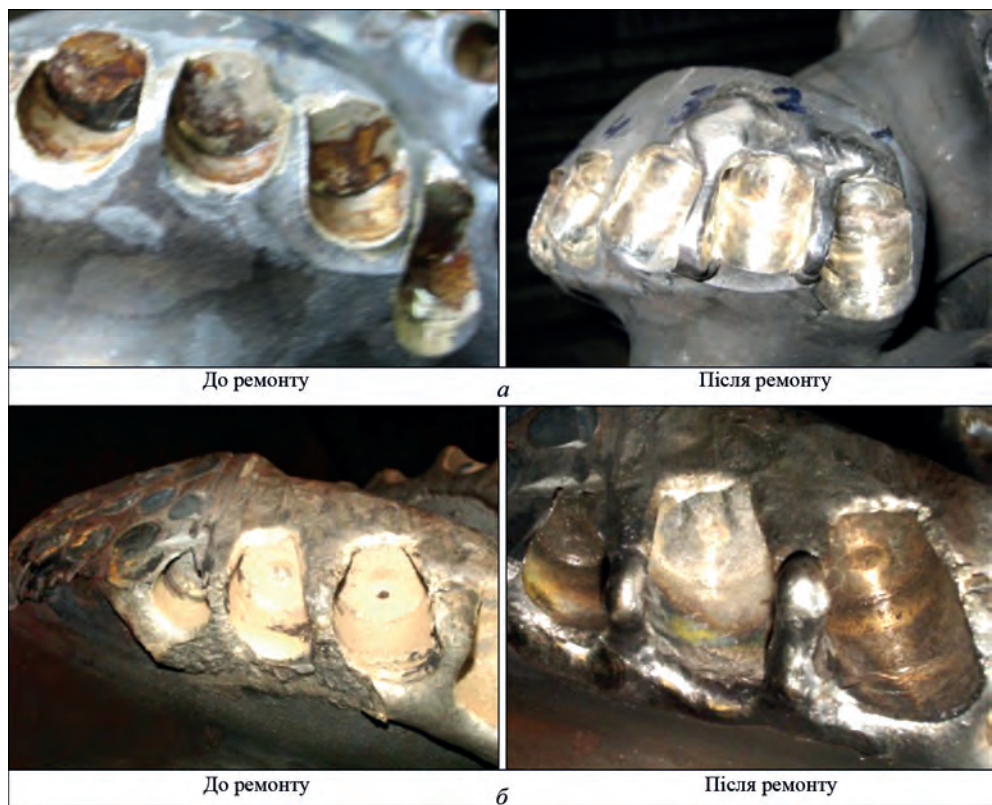


Рис. 3. Зовнішній вигляд зношених ділянок робочих органів: а – матричного долота; б – сталевого долота

сталевому (рис. 4) і матричного доліт (рис. 5) з наплавленим шаром. Металографічні дослідження показали, що наплавлений шар і основний метал поєднує тонкий перехідний шар дифузійного походження, що вказує на те, що не відбулось оплавлення основного металу і розчинення в ньому присадного металу.

Мікроструктура напавленого шару сталевого долота містить твердий розчин на основі нікель-хром зміцненого карбідами вольфраму, і вміст депресантів кремнію та бору. Присутність бору та кремнію в складі присадних дрітків надає їм самофлюсуючі властивості при напавленні на сталь. Карбіди вольфраму неправильної фор-

ми (різних розмірів) розподілені по всьому полю мікрошліфа. З літератури відомо, що якісне зносостійке покриття повинно мати рівномірне розподілення твердих фаз з відстанню між цими фазами меншою, ніж розмір абразивних частинок [12]. Також були проведені роботи по нанесенню захисного покриття на зношені ділянки матричного долота. Мікроструктура напавленого шару матричного долота (рис. 5) аналогічна структурі напавленого шару сталевого долота (рис. 4).

Отримана структура напавленого покриття сталевих і матричних доліт дозволяє ефективно захистити поверхню робочих органів від ерозійного та абразивного зносу, викликаного впливом

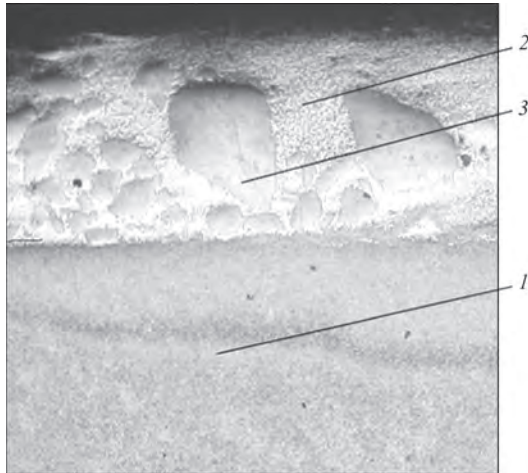


Рис. 4. Мікроструктура (×50) покриття сталевого долота: 1 – сталь 30Х; 2 – матриця на основі сплаву NiCrBSi; 3 – карбіди вольфраму

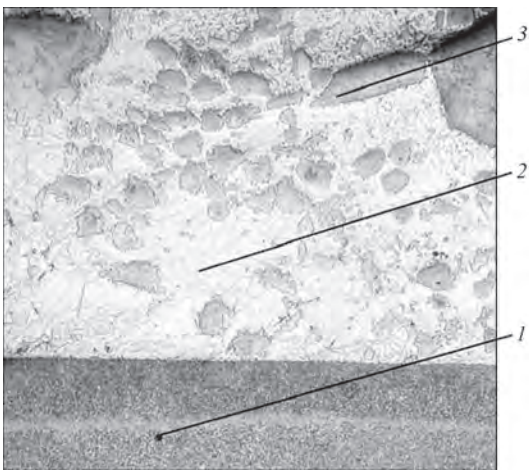


Рис. 5. Мікроструктура (×50) покриття матричного долота: 1 – карбидовольфрамowa матриця; 2 – матриця на основі сплаву NiCrBSi; 3 – карбіди вольфраму





Рис. 6. Матричне долото діаметром 215,9 мм: а – до ремонту; б – після ремонту



Рис. 7. Цільнофрезероване сталеве долото діаметром 295,3 мм виробництва «Волгабурмаш» (Росія): до (а) та після ремонту (б)



Рис. 8. Цільнофрезерована бурова головка діаметром 212,7 мм виробництва «Бурінтех» (Росія): до (а) та після ремонту (б)

таких матеріалів, як пісок, гравій, земля, мінерали і т. д. В'язка матриця сплаву поглинає ударні навантаження і покращує опір корозії, в той час як спеціальна форма карбідів вольфраму унеможливає вирвати їх з матриці.

Особливості реставрації зношених ділянок робочих органів показано на прикладі ремонту бурових доліт різного сортаменту: відновлення робочих органів лопатей матричного корпусу бурового долота діаметром 215,9 мм виробництва фірми «Smith Bits», США (рис. 6), відновлення зношеної ділянки покриття робочих органів лопатей сталевго корпусу бурового долота діаметром 295,3 мм виробництва «Волгабурмаш», Росія (рис. 7) та відновлення зношених робочих органів лопатей бурової головки діаметром 212,7 мм виробництва «Бурінтех», Росія (рис. 8).

Відновлені Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України сталеві та матричні

бурові долота успішно пройшли апробацію на нафтогазоконденсатних родовищах Полтавської області. За результатами випробувань отримані Акти промислового впровадження даних доліт.

Згідно результатів досліджень і проведених робіт був складений обов'язковий регламент ремонту зношених ділянок робочих органів для всіх типорозмірів матричних і сталевих доліт.

## Висновки

1. Діючий спосіб ремонту зношених ділянок дозволяє істотно (в 2...3 рази) збільшити термін служби робочих органів корпусів бурових доліт, що працюють у важких умовах корозійно-абразивного зношування.

2. За результатами промислових випробувань відновлених сталевих і матричних бурових доліт встановлено, що застосування даної технології ремонту при бурінні газових і нафтових свердловин

дозволяє продовжити робочий ресурс і заощадити приблизно до 100 % коштів первісної вартості даного долота.

## Список літератури

1. Драганчук О.Т., Пригоровська Т.О (2008) Аналіз відпрацювання доліт типу PDC на родовищах України і світу. *Нафтогазова енергетика*, **4**, 9, 11–15.
2. Износостойкие материалы. Прутки для газовой и TIG-сварки [Электронный ресурс] Режим доступа: <https://docplayer.ru/32381351-Iznosostoykie-materialy-i-tyvordye-splavy-na-osnove-kobalta.html>
3. Laansoo, A., Kübarsepp, J., Vainolab V., Viljus M. (2012) Induction brazing of cermets to steel. *Estonian J. of Engineering*, **18**, 3, 232–242.
4. Материалы для пайки и наплавки TeroCote [Электронный ресурс] Режим доступа: <http://www.castolin.com.ua/>
5. Материалы компании Postalloy для наплавки защитных покрытий [Электронный ресурс] Режим доступа: <http://www.postle.com>
6. Самсонов Г.В., Витрянюк В.Н., Чаплыгин Ф.И. (1974) *Карбиды вольфрама*. Киев, Наукова думка.
7. Pierson, H.O. (1996) *Handbook of refractory carbides and nitrides*. New Jersey, Noyes Publications.
8. Стефанів Б.В., Хорунів В.Ф., Сабадаш О.М. и др. (2014) Особенности восстановления поврежденного промывочного канала стального бурового долота. *Автоматическая сварка*, **11**, 54–58.
9. Стефанів Б.В., Хорунів В.Ф., Сабадаш О.М. и др. (2015) Особенности реставрации рабочих органов матричных корпусов буровых долот. *Там же*, **8**, 51–54.
10. Стефанів Б.В. (2016) Исследование износостойкости защитных покрытий в условиях гидроабразивного износа. *Там же*, **9**, 25–29.
11. Стефанів Б.В., Ниркова Л.І., Ларіонов А.В., Осадчук С.О. (2020) Корозійна стійкість композиційного матеріалу, наплавленого з використанням гнучкого шнура TeroCote 7888T. *Автоматичне зварювання*, **2**, 29–32.

12. Износостойкие материалы [Электронный ресурс] Режим доступа: [http://www.svarka52.ru/upload/osnovnoi\\_katalog\\_po\\_paike\\_i\\_Terocote\\_BRAZING\\_1.pdf](http://www.svarka52.ru/upload/osnovnoi_katalog_po_paike_i_Terocote_BRAZING_1.pdf)

## References

1. Draganchuk, O.T., Prygorovska, T.O. (2008) Analysis of drill bit working out of PDC type in deposits of Ukraine and world. *Nafrogazova Energetyka*, **4**, 9, 11–15 [in Ukrainian].
2. Wear-resistant materials. Rods for gas and TIG welding. <https://docplayer.ru/32381351-Iznosostoykie-materialy-i-tyvordye-splavy-na-osnove-kobalta.html>
3. Laansoo, A., Kübarsepp, J., Vainolab V., Viljus M. (2012) Induction brazing of cermets to steel. *Estonian J. of Engineering*, **18**(3), 232–242.
4. Materials for brazing and surfacing Tero Cote. <http://www.castolin.com.ua/>
5. Materials of Postalloy Company for surfacing of protective coatings. <http://www.postle.com>
6. Samsonov, G.V., Vitryanyuk, V.N., Chaplygin, F.I. (1974) *Tungsten carbides*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
7. Pierson, H. O. (1996) *Handbook of Refractory Carbides and Nitrides*. New Jersey: Noyes Publications.
8. Stefaniv, B.V., Khorunov, V.F., Sabadash, O.M., Maksymova, S.V., Voronov, V.V. (2014) Features of reconditioning steel drill bit watercourse. *The Paton Welding J.*, **11**, 50–54.
9. Stefaniv, B.V., Khorunov, V.F., Sabadash, O.M. et al. (2015) Peculiarities of restoration of working parts of drilling bit matrix bodies. *Ibid.*, **8**, 47–50.
10. Stefaniv, B.V. (2016) Investigation of wear resistance of protective coatings under conditions of hydroabrasive wear. *Ibid.*, **9**, 26–29.
11. Stefaniv, B.V., Nyrkova, L.I., Larionov, A.V., Osadchuk, S.O. (2020) Corrosion resistance of composite material deposited by TIG method using flexible cord Tero Cote 7888T. *Ibid.*, **9**, 26–29.
12. Wear-resistant materials. [http://www.svarka52.ru/upload/osnovnoi\\_katalog\\_po\\_paike\\_i\\_Terocote\\_BRAZING\\_1.pdf](http://www.svarka52.ru/upload/osnovnoi_katalog_po_paike_i_Terocote_BRAZING_1.pdf)

## PECULIARITIES OF REPAIR OF WORN AREAS OF DRILL BIT BODIES

B.V. Stefaniv

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 peculiarities of wear of operating elements of the bodies of steel, matrix drill bits and heads were considered and studied, and reparability criteria were determined. Performed analysis of worn areas of operating elements of used drill bit bodies showed that at drilling wear of cutters and seats is the most common, and wear of flushing components of the drill bit bodies occurs less often. Metallographic examination showed that the deposited layer and the base metal are connected by a thin transition layer of diffusion origin, which shows that base metal melting and filler metal dissolution did not occur in it. It is established that the drill bit repair is cost-effective in those cases, when the cost of such repair does not exceed one third of the cost of the bit proper. Multiple repeated reconditioning of operating elements of worn areas reduces the cost of manufacturing new drill bits several times. Conducted production trials of reconditioned drill bits showed that repair of worn areas of the operating elements allows considerable extension of the service life and saving 30...50 % of the initial cost of a specific drill bit type. 12 Ref., 2 Tabl., 8 Fig.

**Key words:** wear, surfacing, tungsten carbides, area, bridge, diamond-carbide cutter (DCC), polycrystalline diamond cutter (PDC), carbide coating (CC), microstructure, wear resistance.

Надійшла до редакції  
02.06.2020

Х Міжнародна конференція  
«Математичне моделювання  
та інформаційні технології в зварюванні  
та споріднених процесах»  
Україна, Одеса, готель «Аркадія»  
14 – 18 вересня 2020 р.  
<http://pwi-scientists.com/ukr/mmi2020>

XXIII Міжнародна конференція  
«НЕРУЙНІВНИЙ КОНТРОЛЬ та  
МОНІТОРИНГ ТЕХНІЧНОГО СТАНУ»  
Україна, Одеса, готель «Аркадія»  
14 – 18 вересня 2020 р.  
<http://pwi-scientists.com/ukr/nktd2020>

## По закордонним журналам

## Реферати статей з журналу

## «Welding in the World», №4, 2020 р.\*

**Мікроструктурна еволюція та чутливість до розтріскування аустенітної нержавіючої сталі.** *Shun Tokita, Kota Kadoi, Yudai Kanno & Hiroshige Inoue*, pp. 593–600

Тріщини кристалізації є серйозною проблемою при зварюванні аустенітних нержавіючих сталей. Оскільки процес кристалізації супроводжується міжзеренною кристалізацією, параметри граничних зерен можуть впливати на сприйнятливості до розтріскування при кристалізації. З іншого боку, стовпчасті зерна металу зварного шва утворюються епітаксialним зростанням із зерен основного металу. Тому очікується, що мікроструктура та сприйнятливості до розтріскування металу зварного шва можуть бути взаємопов'язані. У цій роботі було досліджено вплив мікроструктури основного металу на мікроструктуру та сприйнятливості до тріщин в металі зварного шва. Термомеханічним способом були змінені параметри зерен в структурі основного металу нержавіючої сталі типу 310S. Сприйнятливості до тріщин кристалізації оцінювали за допомогою тесту Транс-Варестрайн. Термомеханічно оброблений зразок мав більше співвідношення параметрів решітки зерен збігу (CSL) порівняно з вихідним металом. Крім того, було виявлено, що зразок менш сприйнятливий до розтріскування при кристалізації, ніж отриманий із вихідного матеріалу. Аналіз показав, що складна форма та розподіл меж зерен в термомеханічно обробленому зразку впливають на ініціювання та розповсюдження тріщин затвердіння.

**WeldForming: нова технологічна комбінація для поліпшення властивостей зварного шва.** *T.-E. Adams, S. Härtel, A. Hälsig, B. Awiszus & P. Mayr*, pp. 601–610

Високий вхід тепла при зварюванні плавленням призводить до перетворень мікроструктури в зоні термічного впливу металу, що підлягає зварюванню. Це призводить до гетерогенізації кристалічної структури та загальному погіршенню механічних властивостей. Для зменшення згубного ефекту найсучаснішими є процеси післяобробки, які, як правило, відокремлюються від власне зварювального процесу. Ця робота показує нову методологію WeldForming, яка має намір усунути подальші процеси відновлення. Нова технологія пов'язана з комбінацією, яка використовує синергію зварювання та прокатки, щоб у кінцевому рахунку запобігти утворенню типової зони, на яку впливає теплостварювання. Експери-

ментальні дослідження в поєднанні з детальним чисельним моделюванням сполученого процесу зварювання та формування свідчать про функціональне підтвердження нової методології. Валідація чисельної моделі проводиться за допомогою температурних профілів, перерізів та мікроструктурного аналізу, а також кривих потоків, що визначаються перевірними тестами на термомеханічних моделюваннях.

**Лазерне зварювання лазерно-структурованих мідних з'єднувачів для комбінованих акумуляторів та силової електроніки.** *Johanna Helm, Adrian Schulz, Alexander Olowinsky, Andreas Dohrn & Reinhart Poprawe*, pp. 611–622

Електрифікація автомобільної промисловості призводить до зростання попиту на високоефективні системи зберігання енергії. Чим складніший акумулятор, тим складнішими будуть електронні компоненти. Дуже високі струми повинні транспортуватися за короткий час, і дуже швидкими є електричні процеси перемикання. Ці вимоги впливають на необхідну якість електричного з'єднання. Крім того, потрібен процес приєднання, який пропонує короткий час циклу та високий ступінь автоматизації. Лазерне мікрозварювання волокнистими лазерами (1070 нм) відповідає вимогам, що пред'являються до технології з'єднання. Завдяки високій якості пучка можна досягти дуже малих точкових діаметрів і, отже, дуже високої інтенсивності. Мідні матеріали високої чистоти використовуються для досягнення високої провідності електричного з'єднання. Цей матеріал, в свою чергу, становить великий виклик для процесу зварювання, оскільки коефіцієнт відбиття для згаданих джерел вище 95 %.

У цій статті представлений спосіб істотного зменшення коефіцієнта відбиття мідних з'єднувачів, що робить процес з'єднання більш ефективним. Для цього мідні з'єднувачі спочатку попередньо обробляються ультракоротким імпульсним лазерним процесом, що значно збільшує площу поверхні. На другому етапі на структурованих поверхнях проводяться зварювання з шаруватої пластини і визначається коефіцієнт поглинання в процесі зварювання за допомогою подвійної інтегруючої сферичної збірки порівняно з пробою міді.

**Числовий аналіз розподілу температури при лазерному глибокому зварюванні дуплексної нержавіючої сталі за допомогою двопробеневого методу.** *Andreas Fey, Stefan Ulrich, Simon Jahn & Peter Schaaf*, pp. 623–632

\* «Welding in the World», Vol. 64, Issue 4



У цьому дослідженні було присвячено чисельне визначення та подальша оптимізація розподілу температури при лазерному зварюванні тонких металевих конструкцій з дуплексної нержавіючої сталі (X2CrNiMoN22-5-3). Ця робота описує теоретичний спосіб навмисного зниження високих швидкостей охолодження, пов'язаних з процесом, за допомогою цифрового моделювання двопроменевого методу. Спочатку температурні поля, що залежать від параметрів зварювання, були проаналізовані та прийняті без наступного нагрівання, моделюючи тіло потоку, температурне поле якого досягло стаціонарного стану. На основі найсучаснішої літератури було проведено визначення температурно-залежних даних про рідину та термодинамічні матеріали. Місце проплаву, яке є центральним елементом введення енергії під час лазерного глибокого зварювання, було змодельовано як міцна стінка. Крім того, були зараховані найважливіші впливи складного потоку розплавленої ванни, такі як конвекція Марангоні. Експериментальні випробування на зварювання та підготовка металографічних досліджень були використані для перевірки моделювання без повторного нагрівання. Другий лазерний промінь чисельно моделювали, використовуючи різні розподіли інтенсивності. За допомогою цієї процедури було проведено моделювання трьох різних стратегій повторного нагрівання.

**Особливості кристалізації 9%-их хромистих сталей та її вплив на механічні властивості.** *A. Nitsche*, pp. 633–645

Мартенситні сталі 9% Cr відіграють важливу роль у впровадженні сучасних і високоефективних технологій вироблення електроенергії. У представленому дослідженні проаналізовано явища кристалізації в розплавах жаростійких присадних металів з 9% Cr та їх вплив на механічні властивості металу зварного шва. Основна увага приділялася з'єднанням сталей марки P91 та CB2, які були зварені порошковими дротами. Дослідження зварних з'єднань та металів зварних швів у стані після пошкодження при повзучості та розвантаження дозволило детально проаналізувати утворення та розвиток неоднорідних ділянок. Мікроструктура окремих металів зварних швів детально характеризувалась як в зварному, так і в термічно обробленому стані. Показано, що неоднорідності утворились на великих ділянках металу зварного шва. Зокрема, вимірювання EDX дозволили пояснити ці явища затвердіння та простежити їх розвиток у процесі виготовлення зварних з'єднань. Було встановлено, що навіть незначний нерівномірний розподіл хрому та дифузія вуглецю спричинили значні негативні наслідки на розвиток мікроструктур зварних металів. Крім того, обговорюється вплив цих мікроструктурних неоднорідностей як на механічні властивості металу шва, так і на міцність при повзучості. В завершенні було про-

ведено випробування зварних з'єднань для оптимізації мікроструктури металу швів, одержаних з порошковим дротом, та отримано можливості уникнути мікроструктурних неоднорідностей. Результати показують, що на короточасні та довготривалі властивості металу зварного шва впливають неоднорідні ділянки всередині металу зварного шва. Підсумовуючи це, можна припустити, що для марок сталі P91 та CB2 безпека установок при високотемпературній експлуатації не знаходиться під загрозою.

**Застосування дробоструменевої обробки зварних з'єднань існуючих сталевих мостів.** *Koji Kinoshita, Yuki Ono, Yuki Banno, Shohey Yamada & Mitsuru Handa*, pp. 647–660

Перед повторним фарбування існуючих сталевих мостів проводять роботи з видалення фарби стиснутим повітрям з металевими частками та дробом. З метою охорони навколишнього середовища від старої фарби, яка містить свинець та поліхлорфільований біфеніл, в Японії розроблено та використовуються на практиці технології очищення конструкцій моста в польових умовах за рахунок багатократного використання (циркуляції) стиснутого повітря із сталевими частками та дробом. Дані технології очищення поверхні можуть бути вдосконалені, щоб використовувати їх ще і як дробоструменеву обробку з метою наведення сприятливих залишкових напружень стиску. В даній роботі було досліджено застосування дробоструменевої обробки з використанням циркуляції стиснутого повітря з сталевим дробом для обробки зварних з'єднань існуючого пілотного сталюого моста перед повторним фарбуванням. Для забезпечення якісної дробоструменевої обробки вимірювали та контролювали ступінь покриття дробом поверхні біля зварних з'єднань, що дозволяло визначити рівномірність ударів дробу в зоні обробки. Після контролю ступеня обробки поверхні з метою визначення рівня залишкових напружень стиску, наведених дробоструменевою обробкою, методом рентгенівської дифракції вимірювали залишкові напруження в зварних швах пілотного моста. Результати вимірювань показали, що дробоструменева обробка наводить залишкові напруження стиску на глибину до 400..500 мкм, при цьому їх максимальні значення сягають – 350 МПа на глибині 100 мкм. Отримані залишкові напруження стиску біля зварних швів пілотного моста порівнювали з залишковими напруженнями стиску в плоских зразках, які оброблювали дробом з відповідним ступенем покриття поверхні. Встановлено, що залишкові напруження стиску в плоских зразках відповідають напруженням в пілотному мості, тобто це означає, що дробоструменева обробка дозволяє підвищу-

вати втомну міцність зварних з'єднань існуючих зварних мостів.

**Вплив відхилення пучка при електронно-променевому зварюванні сплавів Ti–22Al–25Nb/TC4.** *Shaogang Wang, Yuan Chen & Lize Li*, pp. 661–670

Різні сплави Ti–22Al–25Nb (at. %) і TC4 зварювали електронно-променевим зварюванням (EBW) (з відхиленням пучка електронів на сторону TC4 або без). Досліджується мікроструктура та механічні властивості зварних з'єднань. Результати показують, що мікроструктура литої зони (FZ) складається з  $B_2$ -фази та мартенситної  $\alpha'$ -фази. Зона термічного впливу (HAZ) зі сторони Ti–22Al–25Nb поблизу FZ складається з фази  $B_2$  і трохи фази  $\alpha_2$ , а сторона TC4 поблизу FZ –  $\alpha'$ -фаза. При відхиленні пучка електронів на сторону TC4 на 0,15 мм під час зварювання можна отримати зварне з'єднання з гарним виглядом зварного шва, а гранична міцність на розтяг та подовження зварного з'єднання досягає відповідно 967,6 МПа та 3,1 %. Мікротвердість в зоні зварювання з відхиленням пучка менша, ніж без відхилення пучка. Коливання електронних променів можуть повністю перемішувати розплавлений басейн під час зварювання, а основні легуючі елементи розподіляються рівномірно у металі шва. В цілому механічні показники зварного з'єднання з відхиленням балки кращі.

**Вплив термообробки після зварювання на мікроструктуру та механічні властивості високоміцних сталевих стиків DP800 та DP1200 із застосуванням діодного лазерного зварювання.** *Raghawendra P.S. Sisodia, Marcell Gáspár & László Draskóczy*, pp. 671–681

Серед доступних високоміцних сталей зростає попит на двофазні (DP) сталі для широкого застосування в автомобільній промисловості завдяки їх хорошему поєднанню високої міцності, пластичності та формуючості. Також використання інноваційних зварювальних технологій, таких як зварювання лазерним променем (LBW), набуває все більшого значення у галузі високоміцної сталі через її досконалість у забезпеченні високоякісних зварних швів, високій швидкості зварювання, високій щільності потужності, низькому введенні тепла, вузькій зоні впливу тепла та низькому спотворенню тепла порівняно зі звичайним методом дугового зварювання з металевим газом. Однак твердіння та розм'якшення в зоні, що зазнає впливу тепла, є головною проблемою при зварюванні високоміцної сталі, тобто двухфазної сталі, сильно впливаючи на міцність, формування та пластичність суцільнозварного з'єднання, що впливає на продуктивність та надійність сервісу. На основі попередніх експериментів оптимальною умовою зварювання була номінальна потужність лазера

1,0 кВт та швидкість зварювання 8 мм/с. Метою даної роботи є аналіз та порівняння характеристик зон зварювання та нагрітих зон, мікроструктури та механічних властивостей стикових з'єднань двухфазних сталей товщиною 1 мм з високоміцної сталі DP800 та DP1200 (HSS) методом діодного лазерного зварювання. Вплив термообробки після зварного шва (PWHT) на зміцнення лазерних зварних з'єднань оцінювали мікроструктурними дослідженнями під оптичним мікроскопом та скануючим електронним мікроскопом, а механічні властивості досліджували за допомогою тесту на мікротвердість, випробування на три точки згину та випробування на розтяг.

**Вплив параметрів зварювання на характеристики мікроструктури та втомні властивості різних з'єднань, підготовлених зварюванням лінійним тертям на титанових сплавах TC11 та TC17.** *Jun Yang, Jinglong Li, Jiangtao Xiong, Jianghai Liao & Feng Jin*, pp. 683–695

Лінійне зварювання тертям (LFW) проводили на титанових сплавах TC11 (Ti–6,5Al–3,5Mo–1,5Zr–0,3Si) та TC17 (Ti–5Al–2Sn–2Zr–4Mo–4Cr) у зразків з перетином 75×20 мм, при якому параметри зварювання встановлювали: частота коливань 20...60 Гц з амплітудою 2...3 мм, тиском тертя 58,8...65,3 МПа і часом тертя 3...5 с та тиском зтиснення 49...78,4 МПа, часом затримки 30 с. Вимірювали та аналізували характеристики мікроструктури та межі втоми. Після LFW відбувається зміна мікроструктури з мартенситом у зоні зварювання та подовженими зернами в термомеханічній зоні. Вплив амплітуди та частоти на властивості втоми більший, ніж час тертя та тиск зтиснення. Зі збільшенням амплітуди та частоти коливань межа спочатку збільшується, а потім зменшується. Відповідно, були отримані оптимальні параметри. Тенденція зміни  $\alpha$ -фази в зоні зварювання добре узгоджується з параметрами зварювання та межою втоми. Тим часом поверхня злому представляє собою композитний злом квазірозщеплення, смуги втоми та ямки. Розміщення смуг втоми спочатку стає меншим, а потім більшим із збільшенням амплітуди, що відповідає зміні межі втоми.

**Лазерне паяння різnorідних металів алюмінієвого сплаву і оцинкованої сталі та контроль дефектів шляхом проміжного прошарку.** *Tomo Ogura, Reiko Wakazono, Shotaro Yamashita & Kazuyoshi Saida*, pp. 697–706

Досліджено мікроструктуру і міцність на зріз з'єднання, отриманого шляхом лазерного паяння різnorідних металів алюмінієвого сплаву та оцинкованої (GA) сталі. В результаті випаровування цинку під час лазерного паяння утворюється пора; на міцність зрізу суттєво впливали не

інтерметалічні сполуки (ІМС) на межі припій / сталь GA, а пористість. Шляхом вставки проміжного титанового шару випаровування цинку було подавлено, а пористість контролювали. Міцність з'єднань була покращена шляхом подавлення пористості завдяки термічній деформації прошарку Ti та збільшення товщини припою шляхом оптимізації параметру паяння. Тест на твердість показав, що руйнування відбувається переважно по припою; однак із збільшенням товщини припою розрив відбувається поблизу зони термічного впливу A5052, оскільки об'єм припою збільшується. Максимальна міцність з'єднання складає 185 Н/мм, що становить приблизно 73 % від міцності (254 Н/мм) основного матеріалу A5052 і основний матеріал частково руйнувався.

**Втома паяних з'єднань з X5CrNi18-10 і Cu110 та визначення надійних підходів до оцінки.** *J. Baumgartner, W. Tillmann, K. Bobzin, M. Öte, S. Wiesner & N. Sievers*, pp. 707–719

Паяння в прохідній конвеєрній печі є доволі економним способом з'єднання компонентів, що складаються з багатьох окремих частин. Воно широко використовується в багатьох галузях промисловості, таких як автомобілебудування або енергетика. Не дивлячись на те, що є багато компонентів, які циклічно навантажуються під час експлуатації, до теперішнього часу немає прийнятних підходів для оцінки терміну їх служби при експлуатаційних навантаженнях. Щоб оцінити втомну міцність паяних з'єднань, були досліджені три різних типів зразків: відшарування і зсув, а також зразки, що подібні до компонентів. Зразки були охарактеризовані і випробувані під керованим навантаженням із застосуванням постійної і перемінної амплітуди. Потім втомну міцність таких з'єднань оцінювали по лінійно-пружним ударним навантаженням. Отримана *S-N* крива та сума характерних пошкоджень дозволяють здійснити надійну оцінку втоми. Були визначені подальші параметри, що сильно впливають на довговічність, топологію поверхні та на загальну якість паяних з'єднань. Обговорюється їх вплив.

**Візуалізація розплавленого басейну ванни від лазерного променя, зануреного в дуговий процес при гібридному зварюванні.** *U. Reisgen, S. Olschok & O. Engels*, pp. 721–727

На сьогоднішній день дугове зварювання є переважачим промисловим процесом при з'єднанні різних марок сталі в діапазоні товщин пластин близько 40 мм. При цьому витрачається більше енергії та використовується велика кількість зварювальних шарів. Комбінуючи звичайний процес дугового зварювання з методом зварювання лазерним променем, можливо з'єднання лише з двома зварювальними шарами. Це значно скоро-

чує час зварювання та термічно збалансує введення енергії. Характерною особливістю гібридного зварювального процесу є формування загальної зварної ванни. У попередніх дослідженнях змішування розплавленої ванни вже було доведено за допомогою методів хімічного аналізу. У контексті даної роботи також обговорюється формування гібридної ванни зварних швів. Розплавлений матеріал витісняється із зони приєднання за допомогою тиску газу. Згодом датчик світлового перерізу був використаний для сканування цієї ділянки та отримання тривимірного зображення з раніше розплавленої ділянки шва. Це показує, що виробляється одна суміжна ванна розплаву. Нарешті, будуть представлені та обговорені перші односторонні зварні шви з повним проникненням і підкладкою.

**Коефіцієнт збільшення напруги для кутової нерівності між пластинами із кривизною, спричиненою зварюванням.** *Federica Mancini, Heikki Remes, Jani Romanoff & Bruno Reinaldo Goncalves*, pp. 729–751

Побудова легких конструкцій спричиняє нові дизайнерські виклики внаслідок різної механіки деформації, яку зазнають тоншепокривні конструкції. Через зменшену жорсткість вигину тонкі пластини особливо чутливі до спотворень, викликаних зварюванням, які включають кривизну, крім осьового та глобального кутового перекоосу, що спостерігається на товстих плитах. Форма кривизни та амплітуда визначають локальну кутову нерівність на зварному з'єднанні, що спричиняє незначні наслідки вторинного вигину. Тому загальновживаний коефіцієнт збільшення напруги  $K_m$  для плоских пластин потребує подальшої розробки для включення ефекту кривизни. У цьому дослідженні пропонуються нові аналітичні методи, які розширюють застосовність існуючих рішень для оцінки структурного напруження вигнутої тонкої пластини під осьовим навантаженням. Вдосконалені рецептури відповідають геометричному аналізу нелінійних кінцевих елементів при стисненні (до ~80~80% від границі вигину) та натягу (до межі текучості). Представлено аналіз чутливості для того, щоб показати домінуючу роль ефекту кривизни в оцінці коефіцієнта  $K_m$ . Незалежно від прикладеного навантаження, наявність кривизни спричиняє неточність розчину плоскої пластини більше 10%, коли локальна кутова нерівність більш ніж у 1,25 рази перевищує глобальну кутову нерівність у випадку тонкої та стрункої конструкції.



## ПАТОНІВСЬКА МЕТАЛУРГІЯ

**5 березня 2020 р.** вчені та виробничники в галузі зварювання відсвяткували 150-річчя з дня народження засновника нашого Інституту — Євгена Оскаровича Патона. В цій статті зроблено спробу проаналізувати деякі риси цієї видатної людини, що сприяли виникненню саме металургійної потужної складової в барвистому спектрі наукових напрямків Інституту, а також окреслені перспективи металургійних розробок, що проводять дослідники Інституту сьогодні.

Є.О. Патон був водночас вченим й інженером з надзвичайно широкими інтересами в різних галузях людської діяльності. Відповідним був і його кругозір. Тому й направив він дослідження свого Інституту на проблему якості сталей, що підлягають зварюванню. Металургія тоді видавалась хоча й спорідненою галуззю науки, але все ж таки достатньо далекою. Сьогодні ж очевидно є тожність металургійних процесів при отриманні металевих зливків та виливків і зварюванні металів з їх розплавленням і наступним твердінням у зварному шві. Різниця, за виключенням розмірів, практично немає, особливо у випадку зварювання металів одного хімічного складу за допомогою зварювального електроду/дроту того ж хімічного складу, або ж без нього електронним чи лазерним променем. В той же час, у більшості випадків майже вирішальний вплив на якість зварного з'єднання та зварної конструкції в цілому має металургійна якість самих металів, що взаємодіють в процесі зварювання. Тому дослідники Патонівського інституту сміливо взялися за проблему якості сталей для зварювання й почали активно працювати з металом для зварних конструкцій. Найяскравішим прикладом їх зусиль стало створення наприкінці 1940-х років найпоширенішої й сьогодні на теренах колишнього СРСР високоміцної низьколегованої сталі 09Г2С. Зазначимо також, що зварники й металурги за десятиріччя виробництва та використання добре вивчили не тільки позитивні, але й негативні властивості цієї сталі, особливо схильність до утворення т.з. ламелярних або ж шаруватих трісок, що зумовлені ліквідацією кремнію. Тому не дивною була спроба покращити цю сталь, що призвела майже 30 років потому дослідників Інституту до створення сталі 09Г2СЮЧ.

Ми підкреслюємо тут роль зварювальників тому, що зазвичай створенням нових сталей займаються металознавці й металурги, іноді ливар-

ники. В той же час саме подібність металургійних процесів при литті, зварюванні та власне металургії доводить вірність наукової позиції Євгена Оскаровича Патона, який не допускав обмеження наукового та інженерного пошуку. Прямо з цієї точки зору та з огляду на сучасні тенденції розвитку науки видається нагальним припинити штучний поділ наук на фундаментальні та прикладні. Наука єдина і якщо порівняти в застарілих, на наш погляд, термінах її фундаментальні та прикладні, тобто інженерні складові з природою, то це два рівно значущих крила могутнього птаха (недарма ж ще знання геометрії еліптичного світу відзначались й видатними інженерними досягненнями). Без перебільшення ми можемо сказати, що дуже різні досягнення цивілізації, як, наприклад, унікальні літаки, мобільні телефони, хмарочоси і комп'ютери з'явилися тільки завдяки поєднанню досягнень науки та інженерії.

Повернемося все ж таки до сталі 09Г2СЮЧ, яка в деяких зразках давала дуже вдалі показники механічних властивостей у порівнянні зі сталлю 09Г2С. Але в цьому випадку якраз відсутність тісної взаємодії з металургіями нашкодила зварювальникам. Вони не взяли до уваги багаторічний досвід металургів в зусиллях використати легування рідкоземельними елементами, що свідчив про неможливість досягнення стабільних позитивних результатів при легуванні великих об'ємів металу. Знову ж таки з причин схильності легуючих рідкоземельних елементів до ліквідації. Ми навели ці два приклади для ілюстрації одного з напрямків металургійних пошуків патонівців — створення нових конструкційних матеріалів для зварних конструкцій. Цей шлях продовжується і розвивається і зараз. Наведемо ще два приклади, які стосуються принципів для металургії напрямків, а саме створення й використання високоміцних низько- й середньолегованих сталей. Перш за все торкнемося проблеми використання т.з. карбонітридного зміцнення сталей, яке зазвичай базується на легуванні сталей ванадієм, ніобієм, титаном та азотом. Найвідомішою й найпоширенішою сталлю цього типу є сталь 16Г2АФ. Механічні властивості цієї сталі щонайменше на 20 % перевищують властивості сталі 09Г2С. Але з самого початку широкого впровадження цієї сталі, особливо в вигляді товстолистового прокату для відповідальних конструкцій, саме зварники Патонівського інституту першими зрозуміли вади цієї сталі в зварних з'єд-

наннях, особливо при значних перерізах, що проявились в ліквіації азоту при розплавленні основного металу. В той же час сталі з карбонітридним зміцненням чудово проявили й проявляють себе в литому вигляді й там, де зварювання непотрібне, широко використовуються для виготовлення різноманітного лиття відповідального призначення.

Інший приклад вдалого створення нових сталей патонівцями є винайдення товстолистової сталі 03X20H16AG6 для елементів надпровідних магнітних систем термоядерного реактору проекту ITER, промислова реалізація технології її виплавки й отримання великогазових листових зливків, їх прокатки на товстий лист й подальшого електрошлакового зварювання. Робота ця безумовно націлена на перспективу й має знайти своє місце при поновленні участі України в роботах за міжнародним проектом створення повномасштабного ТОКОМАКу.

Цей напрям металургійних досліджень вдало доповнюють роботи, що націлені на створення нових титанових сплавів з підвищеними експлуатаційними характеристиками. Характерною рисою цих сплавів є те, що вони добре зварюються.

Перші дослідження, виконані в ІЕЗ ім. Е.О. Патона з метою створення нових більш ефективних сплавів на основі титану, були спрямовані на розробку сплавів для зварювального дроту. Задача полягала в тому, щоб підвищити ступінь легування дроту і таким чином при зварюванні середньо- і високолегованих сплавів збільшити міцність швів, не знижуючи показників пластичності. За результатами цих досліджень було розроблено титановий сплав марки СП15 системи  $Ti-5Al-2Mo-2V-3,5Nb-1Zr$ . Застосування дроту з цього сплаву при зварюванні середньо- і високолегованих титанових сплавів забезпечує найкраще сполучення міцності і пластичності швів у порівнянні з дротами, передбаченими закордонними стандартами.

Подальші дослідження показали, що сплав СП15 має комплекс характеристик, що дозволяють застосовувати його не тільки у вигляді зварю-



Зливки жароміцного титанового сплаву BT3-1 діаметром 840 мм та довжиною 3000 мм



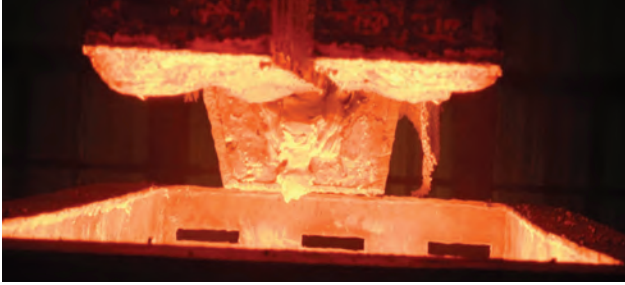
Електронно-променева установка для виплавки титанових зливків діаметром до 1100 мм та масою до 20 т

вального дроту. У литому стані сплав СП15 за показниками міцності і пластичності перевищує усі відомі ливарні сплави. Тому він дуже ефективний для великогабаритного фасонного литва, зокрема силових елементів виробів відповідального призначення. Не менш важливою особливістю сплаву СП15 є його висока корозійна стійкість в агресивних середовищах, що перевищує стійкість технічного титану, міцність якого вдвічі нижче, ніж сплаву СП15. Тому сплав СП15 є дуже ефективним і для хімічного машинобудування.

Для потреб авіаційної промисловості України в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона розроблено високоміцний титановий сплав T110 ( $Ti-5Al-1Mo-1V-4Nb-2Fe-0,5Zr$ ), який має межу міцності не менш як 1100 МПа і за своїми механічними характеристиками, в тому числі втомними, перевищує показники одного з найкращих радянських титанових сплавів авіаційного призначення BT22 ( $Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr$ ). На листи зі сплаву T110 оформлено технічні умови України ТУУ 27.4.05416923.071. Цей сплав використовують на практиці для бронезахисних елементів у конструкціях літальних апаратів.

Серед останніх розробок Інституту слід відзначити новий високоміцний двофазний ( $\alpha+\beta$ )-титановий сплав на основі восьмикомпонентної системи легування  $Ti-5Al-3Mo-2V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr$  (умовна марка T120) з межею міцності не меншою за 1200 МПа та відносним подовженням не менш як 12 %. На цей сплав у 2016 р. отримано патент України.

Для виробництва титанових сплавів в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона розроблено технологію електронно-променевої плавки з проміжною ємністю (ЕПП). Технологія ЕПП забезпечує гарантоване видалення тугоплавких включень високої і низької густини. Плавка здійснюється у вакуумі 0,1...0,01 Па, що практично виключає до-



Плавлення витратних електродів при виплавці листового зливка ЕШП

даткове забруднення титану газовими домішками, що дозволяє використовувати в якості вихідної шихти до 100 % брукху і губчастий титан зниженої якості без його попереднього пресування в електрод, що витрачається. Технологія ЕПП також дозволяє виплавляти зливки як круглого, так і квадратного перетинів, а також зливки-сляби.

В даний час головні авіабудівні фірми США використовують електронно-променевий титан для деталей відповідального призначення тільки після переплаву з проміжною ємністю.

Особливо відзначимо, що ці сплави пройшли весь шлях від винаходу і лабораторних випробувань до промислового виробництва в самому Інституті. Підкреслюємо це тому, що поширена сьогодні на всіх континентах структура наукових центрів, що об'єднує наукові лабораторії, конструкторів та виробництво, вперше в світі була реалізована саме Євгеном Оскаровичем Патонем. Навіть сьогодні, в ненайкращі часи свого життя, Інститут вражає обладнанням своїх лабораторій та дослідно-промислових виробництв, в нашому випадку — наявністю металургійних печей для отримання багатотонних зливків сталей та сплавів різних металів.

Найвідомішим успіхом металургійної діяльності Інституту стало створення нових переплавних процесів спеціальної електрометалургії та проведення всебічних досліджень цих процесів, якості переплавленого металу, створення відповідного обладнання та впровадження цих розробок в промисловість, або ж, як тепер кажуть, інноваційна діяльність. Почалось все ще за життя Євгена Оскаровича, коли відкриття явища проходження електричного струму через розплавлений шлак, що не є провідником електричного струму в твердому стані, стало основою для створення не тільки нового способу зварювання — електрошлакового, але й нового способу плавлення металів — електрошлакового переплаву (ЕШП). Перший в світі зливка ЕШП було отримано в лабораторії Інституту ще у 1952 р. Зазначимо також, що приблизно через 15 років в Інституті було розроблено ще один процес спеціальної плавки металів

— це плазово-дуговий переплав (ПДП). Тобто, з чотирьох основних переплавних процесів спеціальної електрометалургії (вакуумно-дугового, електрошлакового, плазово-дугового та електронно-променевого) половину створено саме в Патонівському інституті. Сьогодні ми продовжуємо дослідження цих процесів, створюємо нові системи автоматичного керування плавленням та твердінням зливків. Більш того, вперше в Україні налагоджене серійне виробництво титанових зливків електронно-променевим переплавом, в тому числі безпосередньо з кричного блоку титанової губки. Особливу увагу дослідники приділяють і пошуку шляхів використання адитивної природи поступового плавлення та поширеного твердіння при переплавних процесах. Останнім часом в орбіту наших інтересів і досліджень увійшов і вакуумно-дуговий переплав.

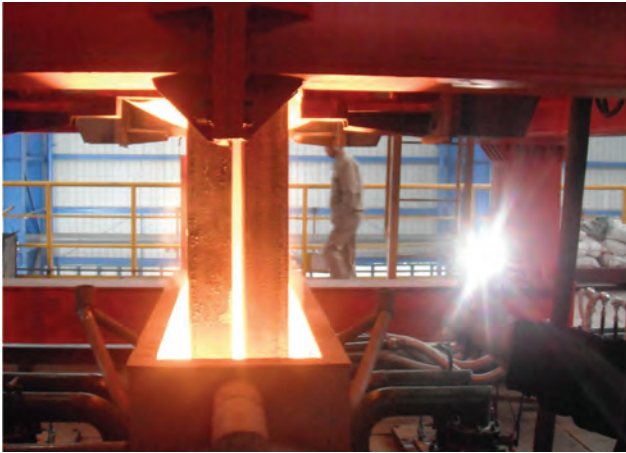
Саме поєднання досліджень процесів зварювання та металургійних переплавних процесів отримання сталей та сплавів найвищого гатунку дозволяло й дозволяє нині патонівцям утримуватись на вістрі науково-технічного прогресу.

Автори сподіваються, що їм вдалось окреслити ті риси Євгена Оскаровича Патона, які зумовили появу наукового центру принципово нового типу з поєднанням наукових лабораторій, конструкторів обладнання та дослідного виробництва. Саме такий симбіоз дозволяє мінімізувати час між дослідженнями в лабораторіях вчених та реалізацією нових знань виробництвом найскладнішої техніки й матеріалів, згуртовує воедино науку і інновації.

Огляд діяльності Патонівського інституту безумовно потребує доповнення розповіддю про вплив Бориса Євгеновича Патона на його металургійну складову, про деталі якого не завжди можна прочитати в його книгах та статтях. Зокрема про те, що саме він був ініціатором розвитку в Інституті не тільки електронно-променевого зварювання, а й переплаву. Безумовно, що визначну роль тут відіграла його унікальна наукова та інженерна інтуїція, яка була притаманна й Євгену Оскаровичу. Більш того, впродовж значного часу саме Борис Євгенович був, так би мовити, позаштатним радником керівників країни з питань металургії. Йому повинні бути вдячні Молдова та Білорусь, бо саме Б.Є. Патон ще за часів СРСР став ініціатором створення в цих країнах міні-металургійних заводів, які відіграють значну роль в економіці обох країн.

Підсумовуючи основні металургійні напрями досліджень та розробок Інституту, їх можна поділити на чотири складові:





ЕШП листового зливка

- розробка нових металевих матеріалів та технологій їх виробництва від плавки до термічної обробки;
- дослідження металургійних явищ плавлення, рафінування та тверднення металів і сплавів, в тому числі в переплавних процесах та при формуванні зливків;
- розробка відповідного обладнання та ефективних технологій;
- прогнози дослідження розвитку металургії.

Оскільки Патонівська школа передбачає націленість на нове, спробуємо окреслити перспективи по кожному з чотирьох напрямів. Безумовно, буде розширене використання найновіших комп'ютерних методів створення нових металевих матеріалів та аналізу фізико-хімічних процесів при їх виплавці та рафінуванні й продовжено вдосконалення власних математичних моделей процесів кристалізації. Нагальною задачею є також опанування деяких типів сталей та сплавів, що в силу численних причин вже широко застосовують в світі, але, на жаль, залишились поза колом наукового пошуку в Україні. Мова йде перш за все про інтерметаліди титану та заліза й так звані суперсплави на нікелевій основі типу Inconel для сучасних парових та газових турбін з надкритичними параметрами. Окрім цього потребують досконалого вивчення сталі японських металургів з торговою маркою HTUFF®. Завдяки особливостям мікролегуювання оксидами магнію ці сталі є стійкими до перегріву в зоні термічного впливу при зварюванні, що дозволило повернути в будівництво електрошлакове зварювання, оскільки зварні з'єднання таких сталей не потребують термічної обробки. Додамо до цього переліку ще й високоміцні надлегкі сталі з комплексним легуванням марганцем і алюмінієм, що мають питому вагу менше 7 т/м³.

В дослідженнях металургії переплавних процесів нагальним завданням є розширення існуючих математичних моделей для прогнозування ліквідаційних процесів при кристалізації високолегованих сталей і сплавів та утворення тих чи інших типів фаз в них. Такі моделі мають бути залучені до систем автоматичного керування переплавними процесами, що дозволить підняти рівень якості готових металів та сплавів. На найближчий час це видається головним в розробці нового обладнання й нових технологій.

Останній напрямок потребує сьогодні особливої уваги. На думку авторів в сучасних умовах так званої циркулярної економіки процеси спеціальної електрометалургії можуть й мають відіграти суттєву роль на шляху створення мікрометалургійних виробництв з річним обсягом випуску металу до 50 000 т шляхом переплаву відпрацьованих деталей з високолегованих сталей та сплавів для повернення їх в обіг з мінімальними втратами. Вважаємо, що саме ЕШП та холодноподові переплави, тобто ЕПП та ПДП, будуть затребувані для рециклінгу високолегованих сталей та сплавів. Слід акцентувати також, що переплавні процеси є вільною від CO<sub>2</sub> металургією.

Таким чином, вчені Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона ведуть дослідження для вирішення двох типів наукових й інженерних проблем сучасної спеціальної металургії — свого роду традиційних, які ми в більших, чи менших деталях окреслили, а також займаються перспективними напрямками, що пов'язані з народженням на наших очах металургії майбутнього. В металургії переплавних процесів ми очікуємо появу промислових гібридних технологій, що поєднують відомі позитивні результати дугового й шлакового плавлення, а також ведення таких процесів у вакуумі. Видається також перспективним поєднання нагріву променем чи плазмою, характерних для холодноподових переплавів, із залученням додаткових джерел, наприклад, індукційного нагріву. Певні, ми є свідками радикальної трансформації металургії з реальним переходом від традиційного доменного процесу до водневого відновлення з компактними модулями виплавки, розливки й прокатки по типу ESP (endless strip production — безкінечне виробництво листового металу). В тісній творчій співпраці зі зварювальниками й матеріалознавцями Патонівська металургія має гарне майбутнє, безліч завдань й широке поле наукового й інженерного пошуку.

Л.Б. Медовар, С.В. Ахонін

Реалізувати можливість дистанційного контролю за зварювальними операціями допоможуть цифрові інструменти, зокрема програмне забезпечення від компанії Fronius WeldCube Premium.

## Керування процесом зварювання з домашнього офісу

Коронавірусна пандемія стала неабияким викликом для суспільства та бізнесу. Компанії змушені скоротити кількість фізично присутніх на підприємстві працівників до мінімуму. Але як за таких умов підтримувати виробництво на прийнятному рівні? Якби спеціалісти з контролю за виробничими лініями, наладники обладнання та інженери зі зварювання могли працювати віддалено, це би певною мірою вирішило проблему. Що ж, як показує досвід, дистанційна робота на виробництві цілком можлива за наявності технічних можливостей. Скажімо, в автоматизованому серійному виробництві спеціалізоване програмне забезпечення уможливорює перегляд і аналіз показників, що їх передають зварювальні апарати. Підключившись до інфраструктури підприємства через мережу, спеціаліст може спокійно контролювати виробничі процеси з дому, удаючись за необхідності до їх коригування та налагодження.

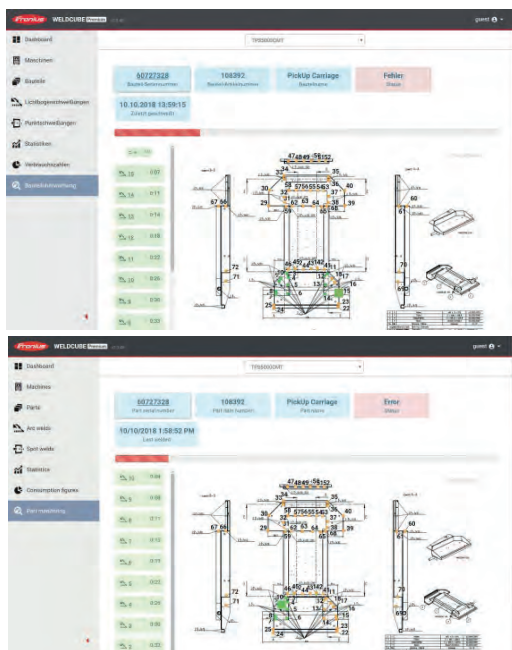
**Програмне рішення для ефективного виконання робочих обов'язків без фізичної присутності.**

WeldCube Premium отримує дані зварювальних процесів від підключених пристроїв Fronius і зберігає їх у централізованій базі даних. Ця програма забезпечує накопичення статистики, реєстрування даних із прив'язкою до конкретних компонентів, а також аналіз зварювального процесу та інтелектуальне керування операціями. На дисплеї можна бачити в режимі реального часу, чи виконано конкретний зварювальний шов, чи не було перевищено граничних значень. За допомогою VPN-з'єднання програму WeldCube Premium можна в будь-який момент запустити у веб-браузері з будь-якого комп'ютера, щоб проконтролювати зварювальні процеси на підключених до мережі лініях.

Це означає, що спеціалісти з контролю за виробничими процесами, налагодження обладнання та координування процесів зварювання можуть бодай частково працювати з дому або з ізольованого офісу без фізичної присутності на виробництві. При цьому вони надаватимуть усю необхідну підтримку колегам у цехах. Виявивши неякісно виконаний шов, робітники передають інформацію черговому інженеру зі зварювання. Що особливо важливо, спеціаліст може отримати доступ до зварювальної системи через веб-браузер і за потреби відрегулювати параметри завдання, не виходячи з дому.

**WeldCube Premium: централізоване зберігання даних із сортуванням за компонентами.**

Ще однією перевагою програми є можливість стежити за рівнем зношування і поточним станом обладнання, перевіряти ступінь готовності компонентів і своєчасно дізнаватися про виникнення неполадок. Усі дані автоматично заносяться в централізовану базу даних, де зазначається компонент, якого вони стосуються. Відтак щодо кожного компонента можна в будь-який момент сформувати діаграму або звіт у форматі PDF. Програмні рішення на зразок WeldCube Premium дають спеціалістам змогу ефективно виконувати свої обов'язки, отримуючи доступ до виробничих процесів із дому, з офісу, з транспорту чи готелю під час відрадження.



## Новий роботизований зварювальний комплекс Fronius

На сучасних комерційних та промислових підприємствах дедалі більшого поширення набуває зварювання із використанням роботів. Роботизація зварювання не лише допомагає скоротити до мінімуму час простою – дуже широкий діапазон рухів, доступний для маніпуляторів робота, дає змогу зварювати компоненти найрізноманітнішої форми. Новий роботизований зварювальний комплекс FRW від Fronius створений саме для таких завдань. Ця система, в якій втілено інноваційні зварювальні технології Fronius, характеризується оптимальним співвідношенням ціна/ефективність.

Комплекс можна успішно використовувати й у дрібних, й у великих компаніях для потреб широкомасштабного серійного виробництва та для зварювання різноманітних за формою компонентів, залежно від потреб комерційних підприємств. Роботизований зварювальний комплекс, призначений для зварювання широкого спектру деталей, підвищує продуктивність робочих процесів та забез-

печує окупність обладнання протягом прийнятнього терміну. Ми пропонуємо на вибір три типи зварювальних комплексів, що відрізняються за конструкцією обертових маніпуляторів, які підхоплюють деталі та вносять їх у робочу зону зварювальної установки. Кожен із варіантів може бути поєднано з різними моделями роботів. Роботи, маніпулятори та елементи керування встановлюються на єдину платформу, що дозволяє прискорити та спростити складання й монтаж зварювального комплексу. Ще одна перевага роботизованого зварювального комплексу FRW полягає у скороченні тривалості циклів зварювання. Цього вдається досягти за рахунок використання двосекційного режиму роботи: маніпулятор не простоює у той час, коли відбувається зварювання деталі, й може вже підхоплювати наступну.

Додаткове програмне забезпечення для моделювання та програмування в автономному режимі надає змогу не лише програмувати рухи робота, а й оптимізувати процес зварювання зі свого ПК. Для цього не потрібно переривати власне процес зварювання, а отже, можна уникнути зайвих простоїв. Серед інших переваг комплексу – прискорені запуск і заміна компонентів та підвищення продуктивності. Роботизоване зварювання дає змогу з'єднувати за одиницю часу помітно більше деталей порівняно зі зварюванням у ручному режимі й не поступається йому за рівнем якості, незалежно від складності форми зварюваних деталей. У Європі наразі запускають нові системи роботизованого зварювання, а згодом ця тенденція пошириться й на регіони поза її межами. Новий роботизований зварювальний комплекс Fronius дозволяє скоротити тривалість операцій: у двосекційному режимі роботи маніпулятор підхоплює наступну деталь іще до того, як завершиться зварювання попередньої.



Новий роботизований зварювальний комплекс FRW

*Fronius International — австрійська компанія з головним офісом в місті Пемтенбах і відділеннями в містах Вельс, Тальхайм, Штайнхаус і Замтледт. Компанія, штат якої налічує 4760 співробітників по всьому світу, працює в галузях зварювального обладнання, фотовольтаїки та систем для заряджання акумуляторних батарей. Близько 92 % продукції компанії постачається на експорт за допомогою 30 міжнародних дочірніх компаній Fronius, а також мережі торгових партнерів і представників у більш ніж 60 країнах. Компанія Fronius пропонує інноваційні продукти та послуги, а також володіє 1253 чинними патентами, що робить її світовим лідером інновацій.*



## М.И. ЗИНИГРАДУ – 75!



*Советскому ученому-металлургу, профессору, ныне ректору Ариэльского университета в Израиле, члену редакционной коллегии журнала «Автоматическая сварка» исполнилось 75 лет. Искренне поздравляем Михаила Иосифовича с юбилеем, желаем крепкого здоровья, новых творческих достижений на ниве образования и науки. Представляем интервью М.И. Зиниграда киевскому журналисту М. Гольду, которое, по нашему мнению, будет интересно для читателей журнала.*

Объявление, что профессор, приехавший два месяца назад из России, сделает доклад на иврите, в далеком 1992 г. в Израиле собрал полный зал. Так доктор наук Михаил Иосифович Зиниград стал знаменитым и получил место преподавателя в маленьком колледже в Самарии за так называемой «Зеленой чертой». Из преподавателя вскоре вырос ректор, из колледжа – современный Ариэльский университет, где учатся более 14 тысяч студентов. В интервью Михаил Зиниград рассказал, как в его университете разрабатывают препараты против рака, кто бойкотирует их научную деятельность и чем обернутся для Израиля нефтедобыча и последние места на школьных олимпиадах.

*Михаил, в Союзе вы, доктор наук, считались одним из крупнейших специалистов в сфере металлургии, будучи автором 200 научных работ. И вдруг – под 50 лет – решаете репатрироваться. Рассчитывали на продолжение научной карьеры или были готовы мести улицы?*

Не буду лукавить – уехал я не из сионистских побуждений. Был прекрасно устроен в Союзе, рано – в 36 лет – стал профессором Уральского политехнического института, заведующим кафедрой, не будучи при этом членом КПСС. Разумеется, не обходилось без антисемитизма. Хорошо помню, как из 100 заведующих кафедрами от 18 до 22 человек всегда голосовали против присвоения своим еврейским коллегам ученых званий: еврейская фамилия действовала на них, как тряпка на быка, что возмущало даже ректора, чисто русского человека.

Об эмиграции мы не думали, но в 1991-м старший сын стал возвращаться к иудаизму и очень быстро уехал в Израиль. Я не спешил принимать решение, и если бы не жена – она, кандидат наук, действительно была готова мыть посуду и подметать улицы в новой стране, – не знаю, сдвинулись бы с места.

Разумеется, я не рассчитывал на университетскую кафедру в Израиле – о каком преподавании может идти речь при нулевом иврите? Были, правда, другие иллюзии: в Союзе тогда вошли в моду технологические кооперативы, и я полагал, что быстро найду практическое применение своим разработкам и в Израиле.

*А оказалось ровно наоборот...*

Как это ни парадоксально. Мы приземлились в Бен-Гурионе 25 июля 1992 г., и вскоре выяснилось, что мои бизнес-затеи здесь абсолютно неуместны. Годы спустя я понял, что бизнес – это отдельная специальность.

Зато сын сообщил, что в начале октября в Израиле пройдет конференция как раз по моей специальности. Что ж, я недавно вернулся из Японии, где выступал с докладом по-английски, почему бы не представить его в Израиле? «Нет, – перебил сын, – ты не понял, придется выступить на иврите». В общем, я рассмеялся, но сын все-таки перевел доклад и... жена вспоминает, что до этого не могла представить, как можно два месяца заниматься с таким перенапряжением сил. Я, разумеется, не учил доклад наизусть, как попугай, а пытался понять смысл на новом для себя языке, а потом обкатывал будущее выступление на соседе-израильтянине – мы с ним дружим до сих пор.

Разумеется, объявление о том, что профессор, приехавший два месяца назад из России, сделает доклад на иврите, собрал полный зал. Шок я пережил после выступления, когда с изумлением обнаружил, что понял суть обращенных ко мне вопросов! И начал отвечать на иврите – с ошибками, через пень-колоду, но отвечать. Эффект был ошеломляющим: обо мне узнали все! Лет десять спустя на конференции в Цинциннати я столкнулся с израильтянкой, которая долго на меня смотрела, а потом спросила: «Это ведь ты делал доклад на иврите в 1992-м?».

В скобках замечу, что жена, собиравшаяся мыть полы, через десять дней после приезда стала работать на кафедре электрохимии Бар-Иланского университета: тема, которой она занималась в Союзе, полностью совпадала с направлением, которое открывали на этой кафедре.

Мне же, спустя два месяца после доклада, сообщили, что крохотный колледж в Ариэле ищет преподавателя физической химии (это моя специальность) – курс начинается в следующем учебном году. Но я получасовую лекцию готовил два месяца, не понимая головы, а тут целый курс! В общем, и на эту авантюру я пошел. Через семестр-другой пришло понимание, что язык, на котором я начинал преподавать, был еще не вполне ивритом, а года через три я обнаружил, что перестал переводить фразы с русского на иврит и уже могу позволить себе рассказать анекдот, как когда-то на русском. Сегодня во все это мне самому с трудом верится, как и в то, что заштатный колледж Иудеи и Самарии, который насчитывал 130 учащихся, превратился в современный университет, где учатся более 14 тыс. студентов.

Да, но за право стать полноценным университетом колледж в Ариэле боролся много лет, причем главным оппонентом выступал Совет по высшему образованию Израиля. Что это – идеологическая непримиримость, академическая ревность или нежелание делить бюджетный пирог с новым – читай лишним едоком?

Главным образом, речь идет об элементарном нежелании делиться. Многие коллеги откровенно заявляли, мол, где бы ни был открыт новый университет в Израиле – он лишний. Но это старая песня. Когда на Ближнем Востоке существовал один-единственный университет в Бейруте и планировалось открытие Еврейского университета в Иерусалиме (в 1925 г. – Прим. ред.), противники этого шага уверяли, что в нашем регионе нет места для еще одного университета. Спустя 30 лет уже руководство Еврейского университета повторяло эту формулу в отношении нового университета в Тель-Авиве, а тот позднее выступал против открытия университета в Беэр-Шеве и т.д.

В случае с Ариэлем дело дошло до того, что все израильские университеты, кроме Бар-Илана, подали иск в Высший суд справедливости (БАГАЦ) с требованием проверить законность нашего статуса. Суд признал, что университет в Ариэле создан на законных основаниях, после чего я не отказал себе в удовольствии на встрече с ректорами спросить: «Коллеги, у какого еще вуза есть разрешение Высшего суда на свое существование? Только у нашего. Возможно, и ваши учебные заведения стоит

проверить подобным образом?» И что вы думаете? Буквально недавно на одном из очередных заседаний Совета по высшему образованию глава совета ректоров Израиля, президент Техниона профессор Перец, заявил, что бойкот университета в Ариэле и обращение в БАГАЦ было ошибкой.

*Признание дорогого стоит. Но поскольку университет Ариэля – единственный, расположенный на территориях, которые ООН считает оккупированными, неоднократно – как зарубежными, так и израильскими академическими кругами – предпринимались попытки бойкота вашего вуза. Насколько болезненными они оказались?*

Бойкот явно не достиг своих целей. Мы проводим международные конференции, где принимаем ученых со всего мира. На последнюю такую конференцию съехались порядка 100 участников из 27 стран. Разумеется, некоторые к нам не приезжают, в том числе израильтяне, не пересекающие Зеленую черту.

Иногда это бьет и по организаторам бойкота. В 2009 г. наши студенты приняли участие в конкурсе «Зеленый дом» под эгидой министерства жилищного строительства Испании и даже вышли в финал, но их проект исключили из конкурса под предлогом того, что колледж находится на оккупированных территориях. Мы подали иск в испанский суд, тяжба длилась пять лет и буквально в прошлом месяце завершилась нашей победой: правительство Испании обязали выплатить нашему теперь уже вузу компенсацию в размере 430 тыс. шекелей.

Бойкот в науке – последнее дело. В нашем университете успешно разрабатываются препараты по борьбе с раковыми заболеваниями, лекарства от диабета, и хотел бы я посмотреть, откажутся ли инициаторы бойкота от этих препаратов из-за того, что они разработаны за Зеленой чертой.

При всем этом, повторюсь, противодействие созданию университета в Израиле было продиктовано не политическими, а конъюнктурными соображениями. Людей, которые убеждены, что Израиль должен уйти с территорий, можно даже уважать – они искренне полагают, что эта политика приведет к миру на Ближнем Востоке. Но когда на этом спекулируют из своих личных интересов – это отвратительно.

*Университет, который вы возглавляете, самый молодой в Израиле, ему нет и четырех лет. Появились ли в Ариэле свои «фишки», которых не найти в других израильских вузах?*

Таких «фишек» много. Группа одержимых, решивших превратить колледж в полноценный

университет, понимала, что это удастся, только если не копировать конкурентов. Поэтому, когда у коллег преподавали классическую биологию, мы предложили студентам специальность «молекулярная биология», открыли новую специальность – «мехатроника», развиваем очень перспективные направления: робототехнику, кибертехнологии, биомедицину, «зеленую» химию и фармахимию. Студенты не находят эти специальности в других университетах, поэтому идут к нам.

Понятно, что у нас нет многолетних традиций и огромных коллективов, как в Еврейском университете в Иерусалиме, хайфском Технионе или институте Вейцмана, зато мы опережаем их в гибкости: я могу активно приглашать научных работников и преподавателей – это преимущество нового университета. Старые вузы не могут позволить себе регулярно открывать новые специальности, а мы делаем это постоянно. В начале моей ректорской карьеры всего две кафедры в Ариэле имели право присуждать степень магистра, сегодня таких кафедр 16. Мы только начинаем попадать в международные рейтинги. Согласно одному из них мы заняли 360-е место в мире, это очень неплохо.

По отдельным дисциплинам Ариэль уже может тягаться с ведущими израильскими университетами, например, в прикладных исследованиях наши результаты часто лучше, поэтому ряд компаний предпочитает обращаться именно к нам.

*Университет Ариэля по праву считается самым «русским» вузом Израиля или это явное преувеличение?*

Это во многом стереотип, связанный с происхождением ректора. У нас, например, учатся 600 арабских студентов, а доля «русских» ребят не очень отличается от других университетов. Среди преподавателей на кафедре математики выходцы из бывшего СССР составляют 20–30 %, на физике и химии их уже меньше, до 15 %, а на самом большом факультете – общественных наук – «русских» вы почти не встретите, как и на факультете масс-медиа, где преподают известные журналисты.

*За чей счет живет израильское высшее образование? Вы получаете дотации от государства? И сколько должен выложить студент за получение первой или второй академической степени? Зависит ли это от конкретного учебного заведения или стоимость обучения регулируется «сверху» и унифицирована в масштабах Израиля?*

Мы получаем дотации, поэтому студент платит порядка 50 % от стоимости обучения, в среднем 12 тыс. шекелей в год (чуть больше \$3 тыс.), и не-

которые считают, что это много. Это фиксированная плата за обучение в восьми государственных университетах, в частных же колледжах она может доходить до 30 тысяч шекелей. Кроме того, мы получаем финансирование на научные исследования в соответствии с результатами нашей деятельности в предыдущем году – я имею в виду количество опубликованных статей, полученных грантов и т.п.

*Зарплаты преподавателей тоже фиксируются государством на определенном уровне?*

Безусловно, есть тарифная сетка, например, полный профессор с небольшим стажем преподавания получает примерно 20–25 тыс. шекелей в месяц (\$5–6 тыс.), но каждый год стажа добавляет ему 2,5 % к зарплате. Есть также специальные коэффициенты, позволяющие получать 13,5 % надбавки. Каждый седьмой год профессор имеет право на шаббатон (академический отпуск) – не работая в университете, но получая полную университетскую зарплату. Существует также фонд – в зависимости от звания он составляет от \$8 тыс. до \$13 тыс. в год – на поездки на конференции.

*Насколько высок престиж академической карьеры в Израиле? Ведь, несмотря на все бонусы, вами перечисленные, юноша со степенью бакалавра, только что окончивший факультет компьютерных технологий Техниона, может зарабатывать до 40 тыс. шекелей в одной из хай-тек компаний.*

Престиж остается во многом и потому, что зарплата в академическом мире все-таки существенно выше, чем в среднем по стране, хотя и ниже, чем у программистов, поэтому заполучить хорошего студента-компьютерщика для продолжения научной карьеры очень непросто. Впрочем, водители-дальнобойщики или сотрудники Управления портов или Электрической компании тоже зарабатывают очень хорошо, и для этого не всегда требуется высшее образование.

За те 23 года, что я преподаю в Израиле, зарплата преподавателей вузов увеличилась примерно в два раза – помню забастовку профессоров в середине 1990-х, когда был отменен целый семестр. Одни тогда взывали к совести профессоров, а другие справедливо замечали, что если не пойти на повышение зарплаты, то страна столкнется с катастрофической утечкой мозгов.

*Но проблему утечки это ведь не решило?*

Многие исследователи просто не находят свободные ставки в израильских университетах, другие – как это принято в Израиле – делают постдокторат за рубежом, и за последние три года мы



приняли на роботу порядка 150 таких ученых. Это наш вклад в возвращение мозгов.

Сегодня примерно 30% израильских исследователей работают за границей, но мы не знаем, сколько из них работают над постдокторатом и планируют вернуться в страну, а кого можно отнести к эмигрантам.

*Чем израильская система образования принципиально отличается от постсоветской? В одном интервью вы сказали, что боитесь, что в Израиле найдут нефть, потому что тогда мозги перестанут работать с той эффективностью, с которой работают сегодня. А как же неутешительные результаты, которые демонстрируют израильские школьники на международных олимпиадах по естественным дисциплинам?*

Израильская система высшего образования далека от идеала – она многое могла бы взять, особенно в методическом плане, у старой советской модели. Понятие академической свободы – само по себе очень правильное – иногда уводит от на-

сущных вопросов, которые вполне решаемы, если этой свободой чуть-чуть поступиться.

Что касается школ, то есть проблема, которая скоро заявит о себе во весь голос. В 1990-е годы многие преподаватели математики, физики и химии из бывшего СССР так или иначе сумели встроиться в систему израильского школьного образования, но прошло 20 лет, и они уходят на пенсию. В связи с этим нас, очевидно, ожидает ухудшение подготовки школьников по естественным наукам. Правда, министерство образования интенсивно готовит математиков, которые в состоянии преподавать в старших классах на высоком уровне – курсы по подготовке таких учителей создаются и при нашем университете. Пока же мы следим за не очень удачными выступлениями израильских школьников на международных олимпиадах, в то время как в числе победителей часто оказываются евреи из стран диаспоры. Я лично готов поучаствовать в создании памятника министру образования, который сумеет переломить эту тенденцию.

## ХІХ МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ – 2020

МІЖНАРОДНІ СПЕЦІАЛІЗОВАНІ ВИСТАВКИ

# 24 - 27

## листопада

МЕТАЛО-ВЕРСКА  
 УКРЗВАРЮВАННЯ  
 ГІДРАВЛІКА ПНЕВМАТИКА  
 ПЛАЗМЕННИКИ  
 УКРТЕХ  
 УКРАЇНЦЕ  
 УКРПРОМ АВТОМАТИЗАЦІЯ  
 ЗРАЗКИ, СТАНДАРТИ ЕТАЛОНИ, ПРИПАДИ  
 ЛОГІСТИКА-ТРАНСПОРТНЕ СКЛАДСЬКЕ ОБЛАДНАННЯ  
 БЕЗПЕКА ВИРІБНИЦТВА

**ОРГАНІЗАТОР:**  
**Міжнародний виставковий центр**

Генеральний  
інформаційний партнер:

Ексклюзивний  
медіа партнер:

ЖУРНАЛ  
ГОЛОВНОГО  
ІНЖЕНЕРА

Технічний  
партнер:

**Міжнародний виставковий центр**  
Україна, 02002, Київ  
Броварський пр-т, 15  
М "Лівобережна"

☎ (044) 201-11-65, 201-11-56, 201-11-58  
e-mail: alexk@iec-expo.com.ua  
www.iec-expo.com.ua, www.мвц.укр  
www.tech-expo.com.ua