

# З АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ 2023 4

## Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

## Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

### ЗМІСТ

#### ЗВАРЮВАНІСТЬ БРОНЬОВИХ СТАЛЕЙ

Гайворонський О.А., Позняков В.Д., Завдовцев А.В., Клапачук А.В., Денисенко А.М. Попередження утворенню холодних тріщин при зварюванні броньових сталей ..... 3

#### МЕТАЛОЗНАВСТВО

Рябцев І.О., Бабінець А.А., Пащин М.О., Сизоненко О.М., Лентюгов І.П., Рябцев І.І., Соломійчук Т.Г., Торпаков А.С. Вплив модифікаторів різних типів на структуру та властивості наплавленого металу типу інструментальної сталі 25Х5ФМС ..... 12

Головко В.В., Штофель О.О., Костін В.А. Фрактальна параметризація розгалуженості бейнітної структури металу швів високоміцних низьколегованих сталей ..... 17

Ниркова Л.І., Гончаренко Л.В. Аналіз причин руйнування монтажних зварних стиків магістральних трубопроводів після довготривалої експлуатації ..... 21

#### ТЕХНОЛОГІЯ ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ

Гаврик А.Р., Царюк А.К., Осипенко І.Г., Линник О.В., Вавілов О.В., Кантор О.Г. Технологія МІГ зварювання хро-містої сталі мартенситного класу CA-6NM ..... 28

#### ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ ЗВАРЮВАННЯ

Орса Ю.В., Нестеренков В.М., Загорніков В.І., Русиник М.О. Застосування електронно-променевого зварювання для виготовлення пакетів лопаток теплофікаційних парових турбін ..... 35

#### ЗВАРЮВАННЯ ТА ПАЯННЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Лабур Т.М., Коваль В.А., Яворська М.Р. Оцінка впливу хімічного складу присадних дрітків на зварюваність алюмінієвого сплаву Д16 ..... 41

Сабадаш О.М., Максимова С.В. Безфлюсове паяння алюмінієвих сплавів припоєм системи Al-Ge ..... 50

#### ІНФОРМАЦІЯ

Діяльність провідних зварювальних інститутів світу ..... 57

Зварювання самоскидів для складних умов експлуатації ..... 62

### CONTENT

#### WELDABILITY OF ARMORED STEEL

Gaivoronskyi O.A., Poznyakov V.D., Zavdoveyev A.V., Klapytyuk A.V., Denisenko A.M. Prevention of cold cracking in armour steel welding ..... 3

#### METAL SCIENCE

Ryabtsev I.O., Babinets A.A., Pashchin M.O., Sizonenko O.M., Lentyugov I.O., Ryabtsev I.I., Solomijchuk T.G., Torpakov A.S. Influence of different types of modifiers on the structure and properties of deposited metal of the type of 25Kh5MFS tool steel ..... 12

Golovko V.V., Stofel O.O., Kostin V.A. Fractal parametrization of branching bainitic structure of weld metal of high-strength low-alloy steels ..... 17

Nyrkova L.I., Goncharenko L.V. Analysis of causes of failure of site welded butt joints of main pipelines after long-term operation ..... 21

#### ARC WELDING TECHNOLOGY

Gavryk A.R., Tsaryuk A.K., Osypenko I.G., Lynnyk O.V., Vavilov O.V., Kantor O.G. Technology of MIG welding of chromium steel of martensitic GRADE CA-6NM ..... 28

#### BEAM WELDING PROCESSES

Orsa Yu.V., Nesterenkov V.M., Zagornikov V.I., Rusynuk M.O. Use of electron beam welding for manufacture of blade packages for cogeneration steam turbines ..... 35

#### WELDING AND BRAZING OF ALUMINUM ALLOYS

Labur T.M., Koval V.A., Yavorska M.R. Evaluation of the influence of chemical composition of filler wires on weldability of D16 aluminium alloy ..... 41

Sabadash O.M., Maksymova S.V. Fluxless brazing of aluminium alloys by brazing filler metal of Al-Ge system ..... 50

#### INFORMATION

Activities of the world's leading welding institutes ..... 57

Welding of dump trucks for difficult operating conditions ..... 62



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



Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона Національної академії наук України  
Міжнародний науково-технічний та виробничий журнал  
E.O. Paton Electric Welding Institute of National Academy of Sciences of Ukraine  
International Scientific-Technical and Production Journal

## Автоматичне зварювання Автоматическая сварка Automatic Welding

### РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ:  
**І.В. Кривцун** (головний редактор),  
**В.М. Ліподаєв** (штатний заст. гол. ред.)  
**О.М. Берднікова, В.В. Кныш,  
В.М. Коржик, Ю.М. Ланкін,  
Л.М. Лобанов, С.Ю. Максимов,  
М.О. Пашчин, В.Д. Позняков,  
І.О. Рябцев;**  
**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  
Виконавчий директор – О.Т. Зельніченко, Міжнародна  
Асоціація «Зварювання», Київ

### Засновники

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

### Адреса

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

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

Рекомендовано до друку  
редакційною колегією журналу

Свідоцтво про державну  
реєстрацію КВ 4788 від 09.01.2001

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

### Передплата 2023

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

За зміст рекламних матеріалів  
видавець відповідальності не несе.

### EDITORIAL BOARD

Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU:  
**I.V. Krivtsun** (Editor-in-Chief),  
**V.M. Lipodaev** (Staff Deputy Editor-in-Chief)  
**O.M. Berdnikova, V.V. Knysh,  
V.M. Korzhyk, Yu.M. Lankin,  
L.M. Lobanov, S.Yu. Maksimov,  
M.O. Pashchin, V.D. Poznyakov,  
I.O. Ryabtsev;**  
**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  
Executive Director – O.T. Zelnichenko,  
International Association «Welding», Kyiv, Ukraine

### Founders

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

### Address

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

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

Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020.

Recommended for printing Editorial Board of the Journal

Certificate of state registration

of KV 4788 dated 09.01.2001

ISSN 0005-111X

DOI: <http://dx.doi.org/10.37434/as>

### Subscription 2023

Subscription index 70031.

12 issues per year (issued monthly), back issues available.

\$384, subscriptions for the printed (hard copy) version,  
air postage and packaging included.

\$312, subscriptions for the electronic version  
(sending issues of Journal in pdf format  
or providing access to IP addresses).

Subscription is possible for previous issues for any year.

Articles from «Автоматичне Зварювання» (Automatic Welding)  
journal is republished selectively in English in  
«The Paton Welding Journal»:

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

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

Підписано до друку 12.05.2023.  
Формат 60×84/8. Офсетний друк. Ум. друк. арк. 7,44  
Друк ТОВ «ДІА».  
03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

## ПОПЕРЕДЖЕННЯ УТВОРЕННЮ ХОЛОДНИХ ТРІЩИН ПРИ ЗВАРЮВАННІ БРОНЬОВИХ СТАЛЕЙ

О.А. Гайворонський, В.Д. Позняков, А.В. Завдовсєв, А.В. Клапатюк, А.М. Денисенко

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: paton39@ukr.net

У роботі наведено результати досліджень щодо схильності зварних з'єднань сучасних броньових сталей високої твердості до утворення холодних тріщин та надано рекомендації щодо їх попередження. При виконанні досліджень застосовувалися розрахунковий метод відповідно EN 1011-2:2001, метод Імплант для визначення опірності металу зони термічного впливу (ЗТВ) уповільненому руйнуванню та технологічна жорстка проба при зварюванні багатозарових з'єднань. Установлено, що при дуговому зварюванні з'єднання броньових сталей високої твердості мають підвищену схильність до утворення холодних тріщин в металі ЗТВ. При зварюванні низьколегованим матеріалом типу Св-10ГСМТ застосування попереднього підігріву дозволяє їх уникнути. Температуру попереднього підігріву можливо розрахувати за показниками СЕТ та ТР відповідно до хімічного складу броньової сталі. При наявності концентраторів напружень у зварних з'єднаннях розрахункова температура попереднього підігріву повинна бути підвищена на 50...70 °С. Зварні з'єднання, виконані високолегованим матеріалом типу Св-08Х20Н9Г7Т мають підвищену опірність до уповільненого руйнування і утворення холодних тріщин. При виготовленні легкоброньованої техніки рекомендовано обирати броньову сталь, в якій вміст вуглецю не перевищує 0,26 %. При зварюванні такої броньової сталі низьколегованими матеріалами забезпечується достатньо висока опірність зварних з'єднань утворенню холодних тріщин навіть при наявності концентраторів напружень за рахунок попереднього підігріву до температури 150 °С, а також при зварюванні без попереднього підігріву при застосуванні високолегованих матеріалів. Бібліогр. 13, табл. 4, рис. 7.

*Ключові слова:* броньова сталь високої твердості, дугове зварювання, зварні з'єднання, метал ЗТВ, холодні тріщини

**Вступ.** Одним з важливих чинників при виборі високоміцної легованої сталі для виготовлення зварних конструкцій, поряд з комплексом механічних і спеціальних властивостей, є її зварюваність. Під зварюваністю розуміють можливість отримання високоякісних з'єднань, які задовольняють необхідним технологічним і експлуатаційним властивостям конструкції. Тому при розробці технологій зварювання таких конструкцій в першу чергу необхідно мати достатню інформацію стосовно зварюваності сталі, від чого залежить відповідний вибір зварювальних матеріалів та технологічних параметрів зварювання. Відомо також, що головною проблемою при зварюванні високоміцних легованих сталей є запобігання появи холодних тріщин у зварних з'єднаннях [1–4].

Утворення і розвиток холодних тріщин в зварних з'єднаннях залежить від структурно-фазового стану металу в ЗТВ та в шві, вмісту дифузійно-рухомого водню в наплавленому металі та рівня напружень в зварних з'єднаннях. При цьому схильність зварних з'єднань до утворення тріщин збільшується з підвищенням вмісту в сталі вуглецю та таких легуючих елементів як нікель, хром, марганець, молібден та ванадій. Механізм зародження та розвитку холодних тріщин в зварних з'єднаннях носить уповільнений характер. Зазвичай для його пояснення використовують класичну модель Зинера-Стро, згідно з якою зародження мікротріщин в загартованій струк-

турі металу відбувається на границях зерен в місцях скучення дислокацій. Подальший розвиток тріщини в залежності від стану структури металу і рівня напружень йде як по межах, так і по тілу зерен. Водень, яким насичується метал ЗТВ в процесі зварювання, сприяє підвищенню рівня крихкості структури і процес руйнування протікає більш інтенсивно [5–7].

Сучасні броньові сталі високої твердості ( $HB \geq 5000$  МПа), які застосовуються при виготовленні легкоброньованої техніки, за вмістом вуглецю та легуючих елементів (табл. 1) відносяться до високоміцних середньовуглецевих легованих сталей. Відомо, що зварні з'єднання цього класу сталей мають підвищену схильність до утворення холодних тріщин саме в металі ЗТВ. При зварюванні таких сталей низьколегованими матеріалами для попередження утворення холодних тріщин зазвичай виконують попередній підігрів з температурою до 250 °С та термічний відпуск зварних з'єднань після зварювання. При зварюванні високолегованими матеріалами попередній підігрів не потрібен. При цьому вибір технологічних рішень залежить від конкретного типу зварної конструкції та її призначення.

Мета даної роботи полягала у всебічній порівняльній оцінці схильності зварних з'єднань сучасних броньових сталей високої твердості до утворення холодних тріщин та надання рекомендацій щодо їх попередження.

Гайворонський О.А. – <https://orcid.org/0000-0002-5922-5541>, Позняков В.Д. – <https://orcid.org/0000-0001-8581-3526>, Завдовсєв А.В. – <https://orcid.org/0000-0003-2811-0765>, Клапатюк А.В. – <https://orcid.org/0000-0002-8170-5322>

© О.А. Гайворонський, В.Д. Позняков, А.В. Завдовсєв, А.В. Клапатюк, А.М. Денисенко, 2023

Таблиця 1. Хімічний склад сучасних броньових сталей високої твердості

Броньова сталь	Масова частка елементів, %												
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Al	Ti	S	P	B
Марка 71 (Україна)	0,29...0,36	1,20...1,50	0,60...1,0	1,50...2,0	2,0...2,40	0,45...0,55	≤0,30	0,18...0,25	0,015...0,050	0,005...0,025	≤0,003	≤0,012	-
Закордонні сталі	Регламентовано максимальний вміст елементів, %												
ARMSTAL 500 (Польща)	0,32	0,50	1,20	0,90	1,10	0,30	0,090	-	-	-			
HB 500 MOD (Бельгія)	0,30	0,80	1,60	1,0	1,0	0,50	0,023	-	-	-	0,010	0,025	0,005
Protection 500 (Фінляндія)	0,30	0,70	1,70	1,5	0,80	0,50	0,026	0,020	-	-	0,015	0,030	0,004
ARMOX 500 (Швеція)	0,32	0,40	1,20	1,0	1,80	0,70	-	-	-	-	0,003	0,010	0,005
RAMOR 500 (Фінляндія)	0,35	0,70	1,50	1,0	2,0	0,70	-	-	-	-	0,010	0,015	0,005

**Матеріали і методи досліджень.** При дослідженні використовували броньові сталі високої твердості вітчизняного та закордонного виробництва, хімічний склад яких наведено в табл. 2.

Зварюваність сталей попередньо оцінювали розрахунковими методами за показниками  $R_{CM}$  та CET. Згідно з рекомендаціями [1, 8] ці показники розраховували наступним чином:

$$R_{CM} = C + Si/30 + (Mn + Cr + Cu)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B, \% [1]$$

$$CET = C + (Mn + Mo)/10 + (Cr + Cu)/20 + Ni/40, \% [8]$$

В подальшому по показнику CET та кількості дифузійного водню в металі шву визначали температуру попереднього підігріву, при якій холодні тріщини в зварних з'єднаннях не утворюються:

$$TP = 697 \times CET + 160 \times \tanh(d/35) + 62 \times HD \times 0,35 + (53 \times CET - 32) \times Q - 328, \text{ } ^\circ\text{C} [8]$$

де  $d$  – товщина металу, мм;  $HD$  – кількість дифузійного водню в наплавленому металі (визначається хроматографічним методом),  $\text{см}^3/100 \text{ г}$ ;  $Q$  – погонна енергія зварювання,  $\text{кДж/мм}$ .

Для кількісної оцінки утворення холодних тріщин в зварних з'єднань броньових сталей застосовували визнаний метод Імплант при випробуваннях металу ЗТВ щодо його опірності уповільненому руйнуванню [9, 10]. При цьому випробуванням піддавали зразки-вставки з досліджуємої сталі діаметром 6,0 мм без та при наявності гвинтового надрізу в якості концентратора напружень. Зразки були вставлені в технологічну пластину з високоміцної сталі, на якій виконували наплавлення. Після охолодження металу до температури 30...50 °C зразки навантажували сталим

зусиллям при осьовому розтягу. За результатами цих іспитів визначали критичні напруження ( $\sigma_{кр}$ ) та температуру попереднього підігріву, при яких відбувалося або не було руйнування зразків на протязі 24 годин. Максимальні критичні напруження, при яких вже не протікало уповільнене руйнування за визначеними умовами зварювання, приймали за кількісний показник схильності металу ЗТВ до утворення холодних тріщин.

При зварюванні зразків за методом Імплант використовували механізований спосіб в середовищі суміші захисних газів (82 %  $\text{Ar} + 18 \text{ } \text{CO}_2$ ) високолегованим та низьколегованим дротами відповідних марок Св-08Х20Н9Г7Т та Св-10ГСМТ діаметром 1,2 мм. Зварювання виконували на погонній енергії 8,6...9,0  $\text{кДж/см}$ , при цьому режими зварювання були наступні: зварювальний струм 160...180 А, напруга на дузі 26...28 В, швидкість зварювання 12...15 м/ч.

Для якісного виявлення наявності холодних тріщин у зварних з'єднаннях броньових сталей використовували метод зварювання технологічної проби «жорстка обварка» [11]. Контрольні з'єднання, які попередньо були встановлено на жорстку плиту товщиною 50...60 мм та обварені на ній по контуру, мали концентратор напружень у вигляді притуплення до 4 мм для утворення непровару. Зварювання з'єднань виконували тим же способом, зварювальними матеріалами і на режимах, що і при іспитах зразків по методу Імплант. Для фіксації моменту зародження і розвитку холодних тріщин в процесі охолодження контрольних зварних з'єднань застосовували

Таблиця 2. Хімічний склад броньованих сталей високої твердості, що досліджувалися

Броньована сталь	Масова частка елементів, %												
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Al	Ti	S	P	B
Марка 71	0,31	1,16	0,74	1,66	2,26	0,30	0,080	0,202	0,040	0,024	0,010	0,016	-
ARMSTAL 500	0,29	0,24	0,89	0,74	1,03	0,23	0,090	0,060	0,019	0,037	0,005	0,009	0,002
HB 500 MOD	0,26	0,21	0,78	0,42	0,74	0,27	0,023	0,001	0,033	0,004	0,006	0,012	0,001
Protection 500	0,28	0,49	0,96	0,58	0,37	0,25	0,026	0,002	0,028	0,029	0,011	0,016	0,002
ARMOX 500	0,23	0,25	0,84	0,50	0,97	0,33	0,030	0,001	0,023	0,021	0,003	0,010	0,002
RAMOR 500	0,21	0,45	0,92	0,58	0,38	0,20	0,010	0,002	0,027	0,015	0,005	0,023	0,002



метод акустичної емісії. Після зварювання проби витримували протягом трьох діб, після чого з контрольних з'єднань вирізали темплети з подальшим їх візуальним контролем на наявність тріщин.

**Результати досліджень та їх обговорення.** Розрахункову оцінку зварюваності броньових сталей високої твердості, яка визначалась по температурі попереднього підігріву (ТР) для виключення вірогідності утворення холодних тріщин в з'єднаннях, виконували на підставі аналізу даних щодо їх хімічного складу. Розрахунки виконували як для максимального складу, задекларованого нормативними документами (технічні умови, прайс-листи виробників), так і фактичного хімічного складу броньових сталей, які були передані для досліджень. Результати розрахунків показників  $P_{cm}$ , CET та ТР при зварюванні броньових сталей феритно-перлітними матеріалами, при яких в зварних з'єднаннях холодні тріщини не утворюються, наведено в табл. 3. При цьому враховували, що зварювання з'єднань виконується товщиною 10 мм на погонній енергії  $Q_{зв} = 10$  кДж/см, що є типовим для броньових конструкцій. Вміст дифузійного водню в наплавленому металі зазначали в межах  $[H]_{диф} = 3...5$  см<sup>3</sup>/100 г, наявність якого є характерним при зварюванні низьколегованими дротами.

Таким чином попередньо було встановлено, що броньові сталі високої твердості відрізняються погіршеною зварюваністю. При розрахунках за максимальним хімічним складом показники  $P_{cm}$  та CET перевищують відповідно 0,50 та 0,54 %, що зумовлює однаково складні умови зварювання всіх сталей для виключення вірогідності утворення в зварних з'єднаннях холодних тріщин. Температура попереднього підігріву при їх зварюванні повинна складати, в залежності від сталі та вмісту дифузійного водню, від 185 до 310 °С. При цьому, найбільший показник є для сталі марки 71, а найменший для сталі ARMSTAL 500. При цьому слід

враховувати, що температура нагріву величиною 230 °С відповідає температурі низького відпуску при гартуванні броньової сталі, перевищення якої може призвести до зниження її твердості.

За фактичним хімічним складом показники  $P_{cm}$ , CET та ТР відрізняються від тих, що характерні для максимального складу. Вони суттєво нижчі, особливо для закордонних сталей. Найбільшими вони залишаються для сталі марки 71, а найменшими для сталі RAMOR 500. Температура попереднього підігріву для сталі марки 71 знижується до 195...210 °С, а для сталі RAMOR 500 не перевищує 80 °С. Суттєве зниження показників ТР, більш ніж в 2 рази, характерно і для сталей HB 500 MOD, Protection 500 та ARMOX 500. Це пояснюється тим, що фактичний хімічний склад броньових закордонних сталей, які досліджувалися, нижчий від задекларованого, бо вони є економічно легуваними. При цьому сталі мають належно високу твердість ( $HB \geq 5000$  МПа), що досягається при застосуванні спеціальних методів термічної обробки. Зниження рівня легування сталей, з точки зору покращення їх зварюваності, це є позитивний важіль. Але при зварюванні з'єднань це може призвести до суттєвого зниження твердості броньової сталі в зоні відпуску металу ЗТВ.

Наступним етапом досліджень було випробування зразків за методом Імплант, в яких концентратор напружень був відсутнім. У першу чергу було встановлено, що при зварюванні без попереднього підігріву досліджуваних броньових сталей високолегованим дротом типу Св-08Х20Н9Г7Т уповільненого руйнування зразків не спостерігалося навіть при навантаженнях з рівнем напружень до 500 МПа. При навантаженнях, коли напруження перевищували 500 МПа, активізувалися процеси пластичного деформування в високолегованому наплавленому металі, результатом якого було чисто механічне руйнування виключно по ньому. Досить висока опірність уповільненому руйнуванню металу ЗТВ при зварюванні броньової сталі високоле-

**Таблиця 3. Розрахункові показники температури попереднього підігріву при зварюванні броньових сталей високої твердості завтовшки 10 мм**

Броньова сталь	Хімічний склад сталі	$P_{cm}$ , %	CET, %	Попередній підігрів, ТР, °С	
				3 см <sup>3</sup> /100г	5 см <sup>3</sup> /100г
Марка 71	Максимальний	0,67	0,69	300	310
	Фактичний	0,55	0,56	195	210
ARMSTAL 500	Максимальний	0,50	0,54	185	200
	Фактичний	0,43	0,47	130	150
HB 500 MOD	Максимальний	0,53	0,59	235	255
	Фактичний	0,36	0,41	85	105
Protection 500	Максимальний	0,55	0,61	240	260
	Фактичний	0,41	0,44	110	125
ARMOX 500	Максимальний	0,55	0,61	240	260
	Фактичний	0,35	0,40	80	100
RAMOR 500	Максимальний	0,60	0,65	280	290
	Фактичний	0,33	0,34	60	80

гованим дротом пояснюється формуванням на ділянці гартування переважно мартенситу відпуску, щільність дислокацій та структурні напруження в якому практично в 2 рази нижчі, ніж при зварюванні низьколегованими матеріалами [12, 13]. Тому при зовнішньому навантаженні такий метал ЗТВ більш здатний до мікропластичного деформування без утворення мікротріщин.

Ураховуючи отримані дані при зварюванні високолегованим дротом, напруження рівнем 500 МПа було умовно прийнято за критерій, який необхідно досягти при зварюванні зразків низьколегованим дротом за рахунок застосування попереднього підігріву. Узагальнені результати випробувань опірності уповільненому руйнуванню металу ЗТВ з'єднань броньових сталей при зварюванні дротом типу Св-10ГСМТ у вигляді залежностей критичних напружень руйнування від температури попереднього підігріву ( $T_{\text{пн}}$ ) представлено на рис. 1.

Критичні напруження руйнування при зварюванні без попереднього підігріву, які в залежності від марки сталі становлять 150...350 МПа, в декілька разів нижчі за границю текучості броньової сталі ( $\sigma_{0,2} \geq 1250$  МПа). При цьому час розвитку процесу уповільненого руйнування при наванта-

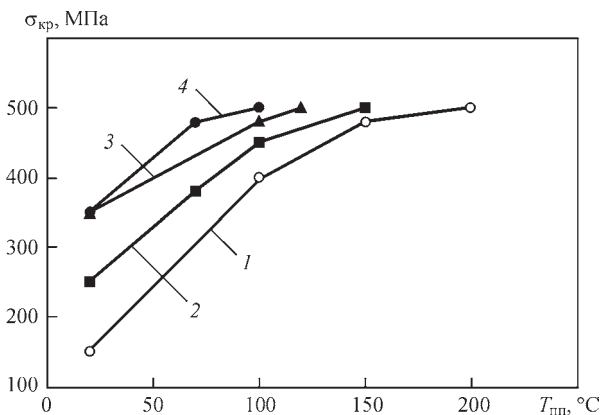


Рис. 1. Опірність уповільненому руйнуванню металу ЗТВ броньових сталей при зварюванні дротом Св-10ГСМТ (зразки без концентратора): 1 – сталь марки 71; 2 – ARMSTAL 500; 3 – Protection 500; 4 – HB 500 MOD

женні зразків з рівнем напружень 500 МПа протікає досить швидко і становить не більше 1...3 хв. Застосування попереднього підігріву сприяє підвищенню опірності металу ЗТВ уповільненому руйнуванню, що пов'язано з формуванням більш пластичних структур в металі ЗТВ. Час зародження та розвитку мікротріщин суттєво підвищується. Так наприклад, при зварюванні сталі марки 71 при попередньому підігріві з температурою 100  $^\circ\text{C}$  час до руйнування зразків при такому рівні навантаження становив 1,5...2 год, при 150  $^\circ\text{C}$  вже 4...6 год, а при 200  $^\circ\text{C}$  уповільненого руйнування зразків не спостерігалось на протязі 24 год.

На рис. 2 представлено типові поверхні руйнування зразків по металу ЗТВ на прикладі броньової сталі марки 71. Як показали спеціальні фрактографічні дослідження поверхонь зламів, при зварюванні без попереднього підігріву руйнування зразків у процесі зародження та розвитку мікротріщин відбувається переважно крихко по границям та тілу зерен (рис. 2, а). Співвідношення крихкого міжзеренного та внутрішньозеренного зламів становить приблизно 4/1. При застосуванні попереднього підігріву критичні напруження поступово зростають. Так при попередньому підігріві з температурою 100  $^\circ\text{C}$  частка крихкого міжзеренного зламу зменшується до 30 % (рис. 2, б). А при попередньому підігріві з температурою 150  $^\circ\text{C}$  злам можна характеризувати як переважно крихкий внутрішньозеренний з незначною часткою в'язкого руйнування (рис. 2, в).

Якщо порівняти наведені дані в табл. 3 та на рис. 1 видно, що температура попереднього підігріву при іспитах зразків, при якій критичні напруження дорівнюють 500 МПа, близька до розрахункових значень для зазначених сталей при вмісті дифузійного водню рівнем 3  $\text{cm}^3/100$  г. Такий рівень дифузійного водню в наплавленому низьколегованому металі забезпечується при зварюванні в суміші захисних газів. При порівняльних дослідженнях встановлено, що температура попереднього підігріву, при якій за розрахунковими даними відсутні холодні тріщини в зварних

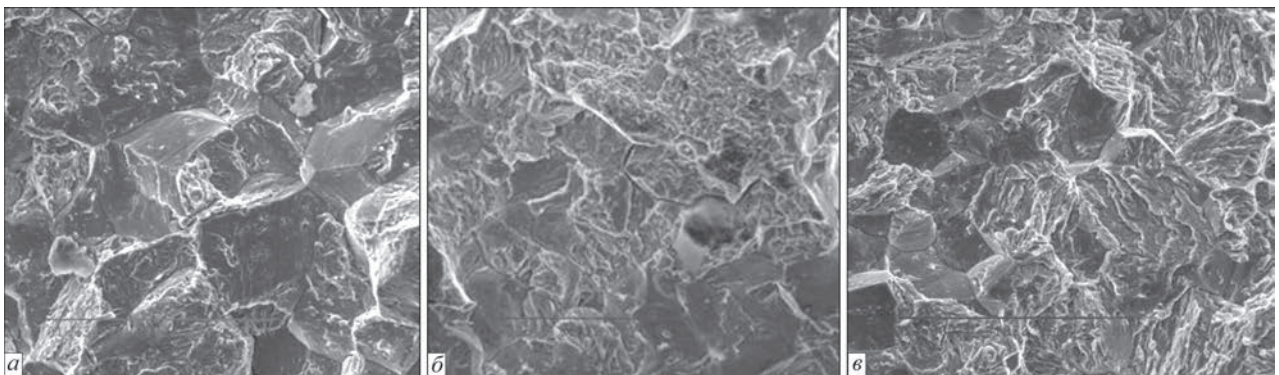


Рис. 2. Характерні злами при уповільненому руйнуванні металу ЗТВ сталі 71 при зварюванні дротом Св-10ГСМТ ( $\times 800$ ): а –  $T_{\text{пн}} = 20$   $^\circ\text{C}$ ; б – 100; в – 150

з'єднаннях, а за іспитами зразків Імплант не відбувається уповільненого руйнування по металу ЗТВ, для броньованої сталі марки 71 відповідно становить 195 та 200 °С, для сталі ARMSTAL 500 – 135 та 150 °С, Protection 500 – 110 та 120 °С, HB 500 MOD – 85 та 100 °С. Тобто, при зварюванні з'єднань броньових сталей, в яких відсутні будь які концентратори напружень, для виключення вірогідності утворення холодних тріщин в зварних з'єднаннях температуру їх попереднього підігріву можливо визначити розрахунковим методом за показниками CET та TP.

Але слід зазначити, що наявність концентратора напружень в зварному з'єднанні може бути закладено конструктивно, якщо воно виконується без повного провару. Наприклад, це можуть бути кутові та з'єднання в накид (ДСТУ EN ISO 9692-1). Також утворення концентраторів напружень можливо в з'єднаннях з повним проваром при порушеннях техніки та режимів зварювання, коли виникають поодинокі дефекти як непровар, несплавлення, підрізи тощо. І також які після зварювання не змогли вчасно виявити та видалити. Тому були проведені випробування зразків за методом Імплант, які мали геометричний концентратор напружень. Узагальнені результати цих випробувань представлено на рис. 3.

Якщо порівнювати дані на рис. 1 та 3 видно, що при зварюванні зразків Імплант броньових сталей з геометричним концентратором напружень процеси уповільненого руйнування металу ЗТВ протікають більш активно. При зварюванні без попереднього підігріву критичні напруження, що призводять до уповільненого руйнування, знижуються до 50...150 МПа. При цьому, щоб досягти критичних напружень рівнем 500 МПа необхідно застосовувати попередній підігрів при більш високих температурах. Так, для сталі марки 71 фактичного хімічного складу температура попереднього підігріву повинна вже складати не 200, а 250 °С, для сталі марки ARMSTAL 500 не 150,

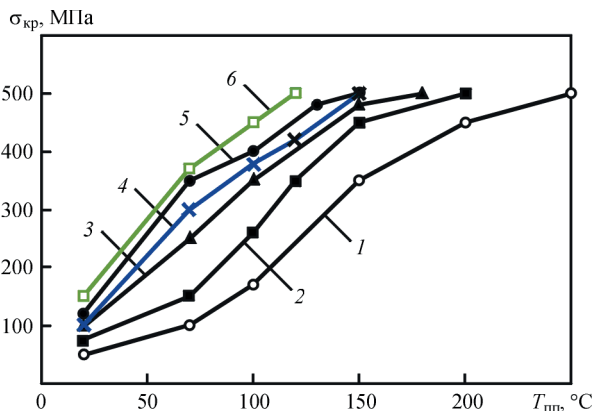


Рис. 3. Опірність уповільненому руйнуванню металу ЗТВ броньових сталей при зварюванні дротом Св-10ГСМ (зразки з концентратором): 1 – сталь марки 71; 2 – ARMSTAL 500; 3 – Protection 500; 4 – HB 500 MOD; 5 – ARMOX 500; 6 – RAMOR 500

а 200 °С, для Protection 500 відповідно не 120, а 180 °С. Така сама тенденція збільшення температури попереднього підігріву при наявності концентратора напружень притаманна і для інших броньових сталей. Це пов'язано з тим, що концентратори напружень у зварних з'єднаннях броньових сталей суттєво прискорюють зародження та розвиток тріщин в металі ЗТВ. Тому, в разі зварювання з'єднань без повного провару розрахункову температуру попереднього підігріву слід підвищувати. Як показали випробування за методом Імплант температура попереднього підігріву зварних з'єднань повинна бути підвищена від розрахункової орієнтовно на 50...70 °С. А наявні дефекти в зварних з'єднаннях необхідно обов'язково виявляти та видалити.

Слід також зазначити, що при випробуваннях зразків Імплант з геометричним концентратором напружень, зварювання яких були виконано високолегованим дротом Св-08Х20Н9Г7Т без попереднього підігріву, також було зафіксовано зниження рівня критичних напружень уповільненого руйнування по металу ЗТВ (рис. 4).

З наведених даних видно, що концентратор напружень суттєво впливає на розвиток процесів уповільненого руйнування в металі ЗТВ з'єднань броньових сталей навіть при застосуванні високолегованих зварювальних матеріалів. Якщо при іспитах зразків всіх зазначених сталей без геометричного концентратора уповільненого руйнування не відбувалося, то при його наявності вони вже протікають активно. Так, критичні напруження, при яких відсутнє руйнування, для сталі 71 знижуються до 200 МПа, сталей ARMSTAL 500, ARMOX 500 і Protection 500 до 300...350 МПа. При цьому варіанті іспитів також були випробувані сталі HB 500 MOD та RAMOR 500, критичні напруження для них були більші і становили 400...450 МПа. Для закордонних броньових сталей зазначеного складу це досить високий рівень

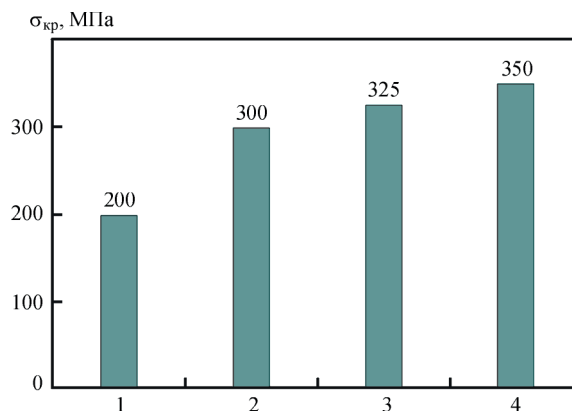


Рис. 4. Вплив концентрації напружень на опірність уповільненому руйнуванню металу ЗТВ броньових сталей при зварюванні дротом Св-08Х20Н9Г7Т без попереднього підігріву: 1 – сталь марки 71; 2 – ARMSTAL 500; 3 – ARMOX 500; 4 – Protection 500



критичних напружень, більше 300 МПа, який може бути достатнім щоб уникнути утворення холодних тріщин у кореневій частині зварних з'єднань при зварюванні багатошарових з'єднань. Що стосується сталі марки 71, то цього стверджувати не можна. Тому необхідно було провести додаткові дослідження із застосуванням технологічних проб.

Зварювання технологічних проб «жорстка обварка» підтверджують висновки за результатами іспитів за методом Імплант. При зварюванні броньових сталей зазначеного хімічного складу закордонних марок без попереднього підігріву при застосуванні високолегованого дроту Св-08Х20Н9Г7Т холодні тріщини в з'єднаннях не утворюються (рис. 5, а, б). При зварюванні броньової сталі марки 71 холодних тріщин в зварному з'єднанні візуально також не спостерігалися при звичайному обстеженні. Але після спеціального травлення деяких шліфів та збільшення зображення були виявлені мікротріщини глибиною до 0,5 мм, так звані «надриви», які утворились в ЗТВ з'єднань в районі концентратора (рис. 5, г). Подальшого розвитку ці тріщини не отримали, що може бути пояснено релаксацією напружень при утворенні тріщини та достатньо високими пластичними властивостями металу ЗТВ з'єднань, який утворився при застосуванні високолегованого зварювального матеріалу. Але це не виключає вірогідність їх розвитку при зовнішніх навантаженнях у процесі експлуатації виробу. В інших випадках, при зварюванні закордонних броньових сталей зазначеного хімічного складу таких мікротріщин не виявлено. Але, все ж таки, зварювання з'єднань високолегованим матеріалом без попереднього підігріву вітчизняної броньової сталі марки 71 та закордонних броньових сталей, які за вмістом вуглецю будуть близькі до складу сталі марки 71, повинно виконуватися з повним проваром.

Навпаки, при зварюванні дротом Св-10ГСМТ в металі ЗТВ зварних з'єднаннях холодні тріщини активно розвиваються. Уникнути утворення холодних тріщин в зварних з'єднаннях при цьому варіанті зварювання можливо лише за умов, коли температура попереднього підігріву в залежності від марки сталі становить від 100 до 250 °С. В табл. 4 приведені узагальнені результати зварювання технологічних проб дротом Св-10ГСМТ, а на рис. 6, 7 типові макрошліфи зварних з'єднань.

У залежності від складу сталі утворення та розвиток холодних тріщин відрізняється, що встановлено методом акустичної емісії. Так при зварюванні броньових сталей марок 71 та ARMSTAL 500 без попереднього підігріву холодні тріщини інтенсивно утворюються вже безпосередньо після закінчення зварювання першого шару шву. Час

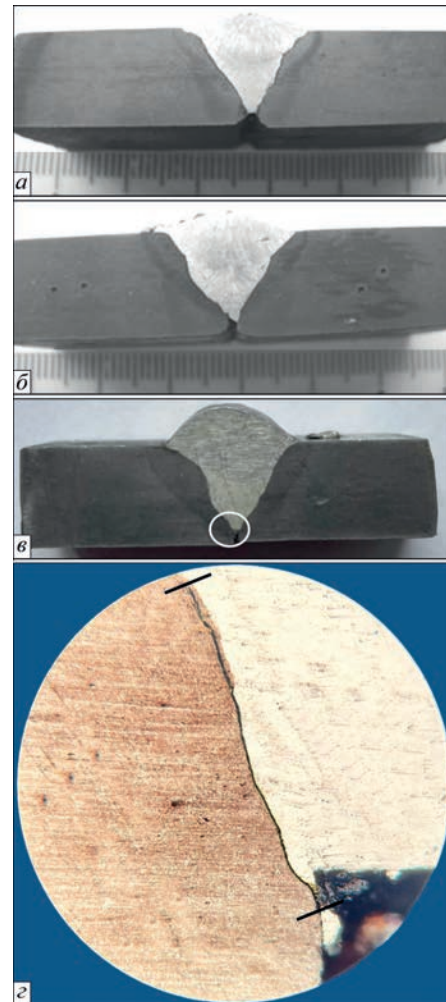


Рис. 5. Макрошліфи зварних з'єднань технологічних проб «жорстка обварка» броньових сталей завтовшки 10...12 мм, виконаних дротом Св-08Х20Н9Г7Т без попереднього підігріву: а – HV 500 MOD; б – PROTECTION 500; в – марки 71; г – мікротріщина в ЗТВ з'єднання сталі марки 71 ( $\times 100$ )

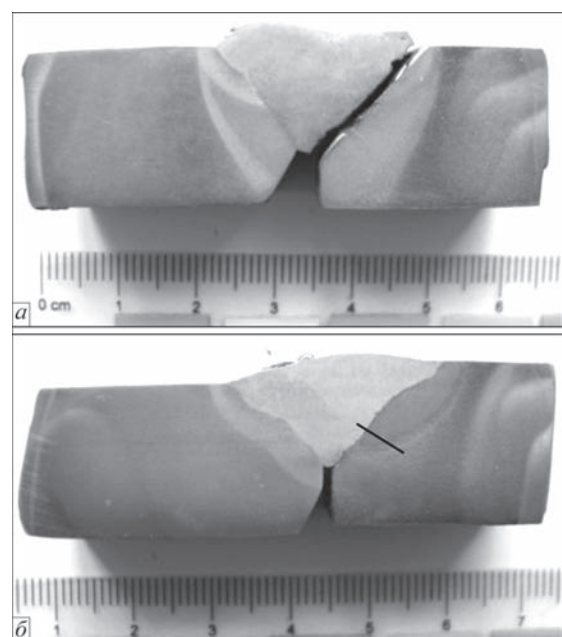


Рис. 6. Холодні тріщини в зварних з'єднаннях броньової сталі марки 71 при зварюванні дротом Св-10ГСМТ: а – зварювання без попереднього підігріву; б –  $T_{\text{підігріву}} = 150$  °С



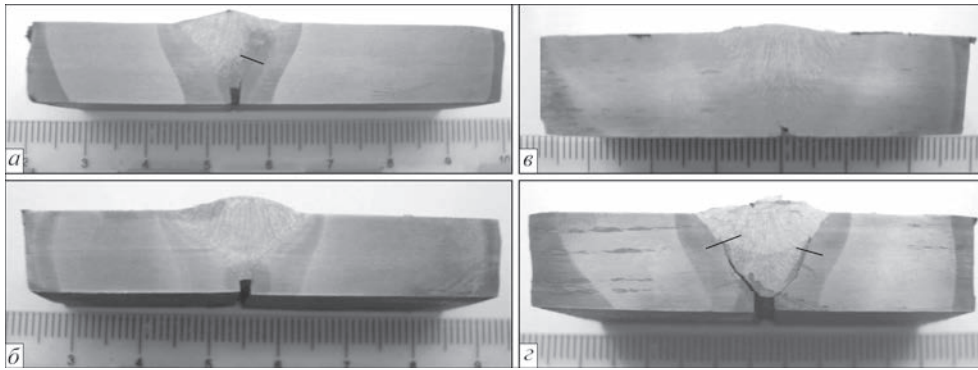


Рис. 7. Макрошліфи зварних з'єднань закордонних броньових сталей при зварюванні дротом Св-10ГСМТ: *a* – HB 500 MOD без попереднього підігріву, холодні тріщини в ЗТВ; *b* – HB 500 MOD,  $T_{\text{під}} = 150$  °C, тріщини відсутні; *c* – PROTECTION 500,  $T_{\text{під}} = 200$  °C, тріщини відсутні; *d* – ARMSTAL 500,  $T_{\text{під}} = 100$  °C, холодні тріщини в ЗТВ

Таблиця 4. Наявність холодних тріщин в контрольних з'єднаннях броньових сталей завтовшки 10...12 мм при зварюванні технологічних проб дротом Св-10ГСМТ

Броньована сталь	Температура попереднього підігріву ( $T_{\text{під}}$ ), °C				
	20	100	150	200	250
Марка 71	Так	Так	Так	Так	Ні
ARMSTAL 500	->-	->-	->-	Ні	-
HB 500 MOD	->-	->-	Ні	-	-
PROTECTION 500	->-	->-	Так	Ні	-
ARMOX 500	->-	->-	Ні	-	-
RAMOR 500	->-	Ні	-	-	-

їх розвитку становить до однієї хвилини. При зварюванні сталей HB 500 MOD, PROTECTION 500, ARMOX 500 та RAMOR 500 холодні тріщини в металі ЗТВ з'єднань розвиваються більш повільно, на протязі від 10 до 30 хв. При застосуванні попереднього підігріву процеси руйнування уповільнюються і при температурі 150 °C час утворення та розвитку тріщин в зварних з'єднаннях сталей марок 71 та ARMSTAL 500 становить вже приблизно одну годину. Це пояснюється тим, що при попередньому підігріві знижується швидкість охолодження і в металі ЗТВ формуються структури з меншим ступенем загартованості, метал становиться більш пластичним і потрібно значно більше часу для його руйнування. При цьому слід зазначити, що отримані показники температури попереднього підігріву при зварюванні контрольних з'єднань технологічних проб «жорстка обварка», в яких був закладено непровар, та за результатами іспитів зразків з геометричним концентратором напружень за методом Імплант практично співпадають.

З результатів досліджень також видно, що схильність зварних з'єднань броньових сталей високої твердості до утворення холодних тріщин та величина температури попереднього підігріву для їх попередження суттєво залежать від хімічного складу сталі, а саме вмісту вуглецю. Так, з розглянутих нами броньових сталей зазначеного складу найбільший уміст вуглецю, на рівні 0,28...0,30 %, є у сталей марок ARMSTAL 500,

PROTECTION 500 та 71. Тому температура попереднього підігріву з'єднань при їх зварюванні низьколегованими матеріалами повинна становити відповідно 200...250 °C. При зварюванні з'єднань сталей марок RAMOR 500, ARMOX 500 та HB 500 MOD, вміст вуглецю в яких є на рівні 0,21...0,26 %, температура попереднього підігріву відповідно 100...150 °C. Якщо закордонні броньові сталі будуть виготовлені при максимально допустимому вмісті вуглецю, тобто підвищено до 0,30...0,35 % як це декларується нормативними документами виробників, то з точки зору забезпечення опірності зварних з'єднань до утворення холодних тріщин необхідно буде збільшувати температуру їх попереднього підігріву до 250 °C і вище. При цьому слід взяти до уваги, що ця температура попереднього підігріву перевищує температуру низького відпуску сталі при її виготовленні, та вона безумовно призведе до зниження твердості броньованої сталі в районі зварного з'єднання. Внаслідок цього це негативно позначиться на службових властивостях виробів у цілому, що є неприйнятно. Тому вміст вуглецю в броньових сталях доцільно обмежувати рівнем не вище 0,26 %.

## Висновки

1. При дуговому зварюванні низьколегованими матеріалами типу Св-10ГСМТ з'єднання броньових сталей високої твердості мають підвищену схильність до утворення холодних тріщин в металі ЗТВ. Застосування попереднього підігріву дозволяє їх уникнути. Температуру попереднього підігріву, при якій холодні тріщини в зварних з'єднаннях не утворюються, можливо розрахувати за показниками СЕТ та ТР відповідно до хімічного складу броньової сталі. При наявності закладених концентраторів напружень в зварних з'єднаннях розрахункова температура попереднього підігріву повинна бути підвищена на 50...70 °C.

2. Зварні з'єднання броньових сталей високої твердості досліджуваного складу, виконані висо-

колегованим матеріалом типу Св-08Х20Н9Г7Т, внаслідок формування більш пластичних гартівних структур в металі ЗТВ мають підвищену опірність до уповільненого руйнування і утворення холодних тріщин. Наявність концентраторів напружень при зварюванні закордонних броньових сталей активізує процеси уповільненого руйнування, але критичні напруження руйнування достатньо високі, більше 300 МПа. Внаслідок цього мікротріщини в металі ЗТВ та холодні тріщини в з'єднаннях не утворюються. Тому зварювання з'єднань цих сталей можливо виконувати без попереднього підігріву високолегованими матеріалами навіть при наявності концентраторів напружень.

3. У зварних з'єднаннях вітчизняної броньової сталі марки 71 з вмістом вуглецю 0,31 %, виконаних високолегованим матеріалом без попереднього підігріву, наявність концентраторів напружень суттєво прискорює процеси уповільненого руйнування і в металі ЗТВ утворюються мікротріщини. В подальшому ці мікротріщини в магістральну холодну тріщину не розвиваються. Це може бути пояснено релаксацією напружень при їх утворенні та достатніми пластичними властивостями металу для перешкоджання їх розвитку. Але це не виключає вірогідність їх розвитку при зовнішніх навантаженнях в процесі експлуатації виробу. Тому зварювання з'єднань броньової сталі марки 71 високолегованими матеріалами доцільно виконувати з повним проваром.

4. Перевагу при виборі броньової сталі високої твердості при виготовленні легкоброньованої техніки слід надавати тій, в якій вміст вуглецю не перевищує 0,26 %. При зварюванні такої броньової сталі низьколегованими матеріалами забезпечується достатньо висока опірність зварних з'єднань утворенню холодних тріщин навіть при наявності концентраторів напружень за рахунок попереднього підігріву до температури 150 °С, а також при зварюванні без попереднього підігріву при застосуванні високолегованих матеріалів.

### Список літератури

1. Макаров Э.Л. (1981) *Холодные трещины при сварке легированных сталей*. Москва, Машиностроение.
2. Єфіменко М.Г., Радзівілова Н.О. (2003) *Металознавство і термічна обробка зварних з'єднань*. Харків, Харківська друкарня № 16.
3. Скульский В.Ю. (2009) Особенности кинетики замедленного разрушения сварных соединений закаливающих сталей. *Автоматическая сварка*, 7, 14–20.
4. Günen, A., Bayar, S., Karakaş, M.S. (2020) Effect of different arc welding processes on the metallurgical and mechanical properties of Ramor 500 armor steel. *J. of Engineering Materials and Technology*, 142, 2.
5. Походня И.К., Швачко И.В. (1997) Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей. *Автоматическая сварка*, 5, 3–12.

6. Гайворонский А.А. (2013) Влияние диффузионного водорода на сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений высокоуглеродистой стали. *Там же*, 5, 15-21.
7. Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Reddy, G.M. (2008) Hydrogen induced cold cracking studies on armour grade high strength, quenched and tempered steel weldments. *Int. J. of hydrogen energy*, 33(7), 1897–1908.
8. EN 1011-2:2001. *Recommendations for welding of metallic materials*.
9. Suzuki, H. (1980) *Cold Cracking and its Prevention in Steel Welding (III)*. DOC IIW IX-1157-80.
10. Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Madhusudhan Reddy, G. (2008) Effect of welding consumables on hydrogen induced cracking of armour grade quenched and tempered steel welds. *Ironmaking & Steelmaking*, 33(7), 549–560.
11. Позняков В.Д., Шеягин В.Д., Жданов С.Л. и др. (2015) Лазерно-дуговая сварка высокопрочных сталей с пределом текучести более 700 МПа. *Автоматическая сварка*, 10, 20-25.
12. Гайворонський О.А., Позняков В.Д., Бердникова О.М. та ін. (2020) Вплив низькотемпературного відпуску на структуру та властивості зварних з'єднань високоміцної сталі 30Х2Н2МФ. *Автоматичне зварювання*, 2, 23–29.
13. Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Reddy, G.M. (2018) Metallurgical characteristics of armour steel welded joints used for combat vehicle construction. *Defence Technology*, 14(5), 590–606.

### References

1. Makarov, E.L. (1981) *Cold cracks in welding of alloyed steels*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
2. Efimenko, M.G., Radzivilova, N.O. (2003) *Physical metallurgy and heat treatment of welded joints*. Kharkiv, Kharkivska Drukarnya No. 16 [in Ukrainian].
3. Skulsky, V.Yu. (2009) Peculiarities of kinetics of delayed fracture of welded joints of hardening steels. *The Paton Welding J.*, 7, 12-17.
4. Günen, A., Bayar, S., Karakaş, M.S. (2020) Effect of different arc welding processes on the metallurgical and mechanical properties of Ramor 500 armor steel. *J. of Engineering Materials and Technology*, 142, 2.
5. Pokhodnya, I.K., Shvachko, I.V. (1997) Physical nature of hydrogen induced cold cracks in welded joints of structural steels. *Avtomatich. Svarka*, 5, 3–12 [in Russian].
6. Gajvoronsky, A.A. (2013) Influence of diffusible hydrogen on delayed cracking resistance of high-carbon steel welded joints. *The Paton Welding J.*, 5, 14-20.
7. Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Reddy, G.M. (2008) Hydrogen induced cold cracking studies on armour grade high strength, quenched and tempered steel weldments. *Int. J. of hydrogen energy*, 33(7), 1897–1908.
8. EN 1011-2:2001. *Recommendations for welding of metallic materials*.
9. Suzuki, H. (1980) *Cold Cracking and its Prevention in Steel Welding (III)*. DOC IIW IX-1157-80.
10. Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Madhusudhan Reddy, G. (2008) Effect of welding consumables on hydrogen induced cracking of armour grade quenched and tempered steel welds. *Ironmaking & Steelmaking*, 33(7), 549–560.
11. Позняков В.Д., Шеягин В.Д., Жданов С.Л. и др. (2015) Лазерно-дуговая сварка высокопрочных сталей с пределом текучести более 700 МПа. *Автоматическая сварка*, 10, 20-25.
12. Гайворонський О.А., Позняков В.Д., Бердникова О.М. та ін. (2020) Вплив низькотемпературного відпуску на структуру та властивості зварних з'єднань високоміцної сталі 30Х2Н2МФ. *Автоматичне зварювання*, 2, 23–29.
13. Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Reddy, G.M. (2018) Metallurgical characteristics of armour steel welded joints used for combat vehicle construction. *Defence Technology*, 14(5), 590–606.



## PREVENTION OF COLD CRACKING IN ARMOUR STEEL WELDING

O.A. Gaivoronskyi, V.D. Poznyakov, A.V. Zavdoveyev, A.V. Klapatyuk, A.M. Denisenko

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

E-mail: paton39@ukr.net

The work presents the results of investigations of cold cracking susceptibility of welded joints on modern high hardness armour steels and gives recommendations on their prevention. Calculations were performed using a calculation method according to EN 1011-2:2001 – the Implant method to determine the delayed fracture resistance of the HAZ metal and rigid technological test in welding multilayer joints. It is found that in arc welding, the joints of high hardness armour steels have a higher cold cracking susceptibility in the HAZ metal. In welding with low-alloyed material of Sv-10GSMT type application of preheating allows avoiding them. The preheating temperature can be calculated by CET and TE indices in keeping with the armour steel composition. In the presence of steel raisers in the welded joints the calculated preheating temperature should be increased by 50 – 70 °C. The welded joints made with high-alloyed material of Sv-08Kh20N9G7T type have higher delayed fracture and cold cracking resistance. In manufacture of light armoured vehicles, it is recommended to select armour steel with carbon content of not more than 0.26 % C. In welding such armour steel by low-alloyed materials sufficiently high cold cracking resistance of welded joints is ensured, even in the presence of stress raisers, due to preheating up to the temperature of 150 °C, as well as in welding without preheating at application of high-alloyed materials. 13 Ref., 4 Tabl., 7 Fig.

*Keywords: armour steel, high hardness steel, arc welding, welded joints, HAZ metal, cold cracks*

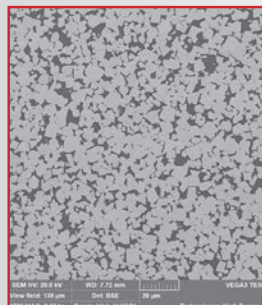
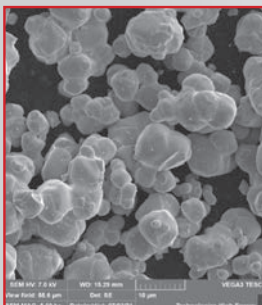
Надійшла до редакції 25.04.2023

## ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВЕ ВИРОБНИЦТВО ТВЕРДОСПЛАВНОГО ІНСТРУМЕНТУ

У 2018 р. засновано R&D центр, який об'єднав компетенції ПрАТ «ПлазмаТек» та Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона. Технологічним ядром центру є обробка тугоплавких металів W, Mo, Ti, Co та карбідів на їх основі високоенергетичним пучком електронів.

Промислова технологія повного циклу відновлення використаних і виробництва нових деталей на основі твердого сплаву WC-Co включає: унікальні проміжні технології відновлення і синтезу субмікронних і мікронних порошків WC; прецизійне пресування і високошвидкісне електронно-променево спікання напівфабрикатів. Робота наукового центру побудована на переробці вживаної сировини, яка в подальшому проходить обробку для перетворення у вхідний порошок потрібних параметрів.

Дослідні партії волочильних фільтер та ножів для рубки дроту пройшли промислові випробування в умовах серійного виробництва зварювальних матеріалів і продемонстрували високий рівень конкурентоспроможності. В постійному виробництві фільтера волочильна, ніж рубочний, ролик металургійний, заготовка для виготовлення фрез та свердл.





# ВПЛИВ МОДИФІКАТОРІВ РІЗНИХ ТИПІВ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ ТИПУ ІНСТРУМЕНТАЛЬНОЇ СТАЛІ 25Х5ФМС

І.О. Рябцев<sup>1</sup>, А.А. Бабінець<sup>1</sup>, М.О. Пашин<sup>1</sup>, О.М. Сизоненко<sup>2</sup>, І.П. Лентюгов<sup>1</sup>, І.І. Рябцев<sup>1</sup>, Т.Г. Соломійчук<sup>1</sup>, А.С. Торпаков<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України. 54018, м. Миколаїв, просп. Богоявленський, 43, а.

В роботі проведено порівняльний аналіз впливу модифікуючих добавок бору або карбідів титану на структуру та властивості металу, наплавленого порошковим електродним дротом ПП-Нп-25Х5ФМС. Показано, що введення добавок того або іншого модифікатора в кількості 0,01 % суттєво впливає на структуру наплавленого металу. При цьому їхній вплив на структуру до певної міри відрізняється. Модифікування бором призводить до суттєвого зменшення розмірів кристалітів, перерозподілу неметалічних включень і підвищення мікротвердості металу. На відміну від цього, введення мікродобавок карбідів титану в зварювальну ванну впливає на кінетику протікання кристалізації металу, завдяки чому відбувається усунення стовпчатості кристалітів і перетворення структури металу на коміркову. Показано, що завдяки значним змінам структури зносостійкість та термостійкість металу, наплавленого із застосуванням обох типів модифікаторів, підвищується. Отримані результати можуть бути використані при виборі перспективних способів підвищення службових властивостей наплавлених деталей, які експлуатуються в умовах інтенсивних термосилових навантажень та зношування при терті метала по металу. Бібліогр. 11, рис. 4.

*Ключові слова:* дугове наплавлення, модифікування, мікролегування, наплавлений метал, порошковий дріт, зносостійкість, термостійкість, мікроструктура

**Вступ.** З технічної літератури відомо, що завдяки модифікуванню чи мікролегуванню сталей та сплавів, при яких відбувається подрібнювання розміру зерна, перерозподіл неметалічних включень, очищення меж зерен і т.ін., можливо суттєво впливати на структуру та експлуатаційні властивості цих металів. Для модифікування застосовують матеріали, які містять мікродобавки бору, вольфраму, титану та ін. [1–3]. Введення у сталі та сплави мікродобавок цих елементів, як правило, призводить до утворення великої кількості центрів кристалізації та впливає на співвідношення швидкостей зародження й росту кристалів, що, в свою чергу, впливає на механічні властивості металів. Разом з тим, управління структурою та властивостями металу шляхом його модифікування чи мікролегування досить обмежено використовується при наплавленні [3].

В окремих роботах, в основному спрямованих на вирішення практичних завдань, наводяться приклади застосування модифікаторів різних типів з метою підвищення службових властивостей деталей, які відрізняються умовами експлуатації, хімічним складом і т.п., тому такі дані важко порівнювати навіть для одного типу модифікатора [4–8]. Відомо про перспективність модифікування наплавленого металу мікродобавками бору [9] та

карбідів титану [10], які вводились в наплавлений метал через шихту порошкових дротів.

Метою даної роботи є проведення порівняльної експериментальної оцінки ефективності застосування модифікуючих добавок, які містять бор або карбіди титану, введених в однаковій кількості у шихту порошкових дротів, на структуру та службові властивості наплавленого металу типу теплостійкої інструментальної сталі 25Х5ФМС.

**Матеріали та методики для досліджень.** При виборі порошкового дроту для досліджень виходили з того, що порошковий дріт ПП-Нп-25Х5ФМС досить широко використовується при виготовленні та відновленні валків станів гарячої прокатки, штампів гарячого штампування, роликів МБЛЗ і т.п. деталей, які експлуатуються в умовах циклічних теплових змін у поєднанні зі зношуванням при терті метала по металу, а отже для них важливими є термостійкість та зносостійкість. При цьому саме наплавлений метал 25Х5ФМС характеризується високою довговічністю в умовах циклічного термосилового навантаження та зношування [11].

Модифікування наплавленого металу здійснювали шляхом введення порошків із відповідними добавками до шихти порошкових електродних дротів. Даний метод є достатньо технологічно простим і може успішно застосовуватися на прак-

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

Пашин М.О. Scopus Author ID 7801572218, Сизоненко О.М. – <https://orcid.org/0000-0002-8449-2481>,

Лентюгов І.П. – <https://orcid.org/0000-0001-8474-6819>, Рябцев І.І. – <https://orcid.org/0000-0001-7550-1887>,

Соломійчук Т.Г. – <https://orcid.org/0000-0001-7550-1887>, Торпаков А.С. – <https://orcid.org/0000-0002-3038-8291>

© І.О. Рябцев, А.А. Бабінець, М.О. Пашин, О.М. Сизоненко, І.П. Лентюгов, І.І. Рябцев, Т.Г. Соломійчук, А.С. Торпаков, 2023

тиці [9]. Шихту порошкових дротів розраховували таким чином, щоб отримати однаковий вміст модифікуючих добавок в наплавленому металі на рівні 0,01 %. В якості вихідних шихтових матеріалів використовували лігатуру ФХБ-1, яка містить 12 % бору, а також порошок системи Ti–TiC із вмістом карбідів  $\geq 23$  %, отриманий обробкою високовольтним електричним розрядом порошку титану у вуглеводневій рідині [10]. Кількість та тип модифікаторів, які вводились в наплавлений метал, обирались виходячи із попередньо отриманих даних, з метою підвищення службових властивостей наплавленого металу та недопущення появи в ньому тріщин [9, 10].

Наплавлення дослідних зразків виконували порошковими дротами діаметром 1,8 мм під флюсом АН-26П. В якості основного металу використовували пластини зі сталі 40Х. Режими наплавлення:  $I = 220$  А,  $U = 36$  В,  $V = 25$  м/год. Кожний зразок наплавляли в п'ять шарів для уникнення впливу перемішування наплавленого та основного металів. Для порівняння використовували зразки, наплавлені порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС стандартного складу без модифікуючих добавок.

Підготовку поверхні зразків для металографічних досліджень виконували за стандартними методами, які включають поетапне шліфування поверхні зразків з використанням алмазних паст різної дисперсності та наступне електролітичне травлення в 20%-му розчині хромової кислоти. Дослідження мікроструктури здійснювали на металографічному оптичному мікроскопі МІМ-7 з цифровим відеоокуляром Sigeta MCMOS-3100 при збільшеннях  $\times 320$ .

Оцінку службових властивостей наплавленого металу визначали експериментально по двом показникам – термостійкості та зносостійкості при підвищеній температурі. Для оцінки термостійкості наплавленого металу порівнювали два параметри – кількість циклів нагрівання-охолодження до появи сітки термічних тріщин на поверхні дослідного зразка і глибину їх розповсюдження по досягненню всіма зразками 200 циклів нагріву-охолодження. Температура поверхні

зразка при нагріванні становить  $650$  °С, при охолодженні –  $60$  °С.

Оцінку зносостійкості при підвищених температурах виконували при терті метал по металу по схемі «вал-площина». В процесі випробування наплавлена поверхня дослідного зразка зношується об розігріту до температури  $950$  °С поверхню кільця-контртіла. Температура на поверхні зразка в зоні контакту зразка та кільця становить близько  $600$  °С. Оцінку зносостійкості виконували по втраті маси дослідного зразка до і після випробувань.

В якості еталону при відпрацюванні режимів випробувань використовували зразки зі сталі 45, загартовані на твердість  $HRC 48...52$ . Отримані величини термостійкості та зносостійкості для зразків-еталонів приймали в якості умовної одиниці. Більш докладно методики досліджень службових властивостей наплавленого металу викладені в роботі [9].

#### Результати досліджень та їх обговорення.

Металографічні дослідження наплавлених зразків (рис. 1–3) показали, що застосування обох типів модифікаторів призводить до подрібнення структури наплавленого металу. Так, середній розмір кристалітів немодифікованого металу в його центральній частині становить  $30...60$  мкм, у більшості –  $40...45$  мкм. В металі, модифікованому бором, розмір кристалітів в аналогічній ділянці металу становить від  $20$  до  $40$  мкм, у більшості –  $20...25$  мкм. В металі, модифікованому карбідами титану, середній розмір кристалітів становить  $20...50$  мкм, у більшості –  $30...35$  мкм.

Окрім розмірів кристалітів структура наплавленого металу зразка, який містить мікродобавки бору (рис. 2), несуттєво відрізняється від структури зразка немодифікованого металу (рис. 1), і складається із стовпчастих кристалітів, які ростуть у напрямку тепловідведення. У тілі кристалітів спостерігається голчаста мартенситна структура, а за їх межами – світлі виділення залишкового аустеніту. Наявні поодинокі виділення округлої форми в тілі кристалітів, які, очевидно, є складними карбоборидами. Мікротвердість в цій зоні у зразка з мікродобавками бору складає

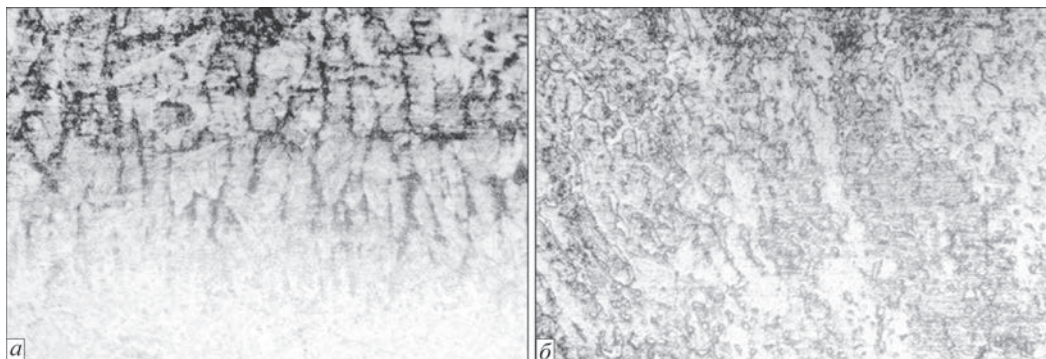


Рис. 1. Мікроструктура ( $\times 320$ ) наплавленого металу 25Х5ФМС без модифікуючих добавок поблизу лінії сплавлення (а) та у верхній частині наплавленого металу (б)



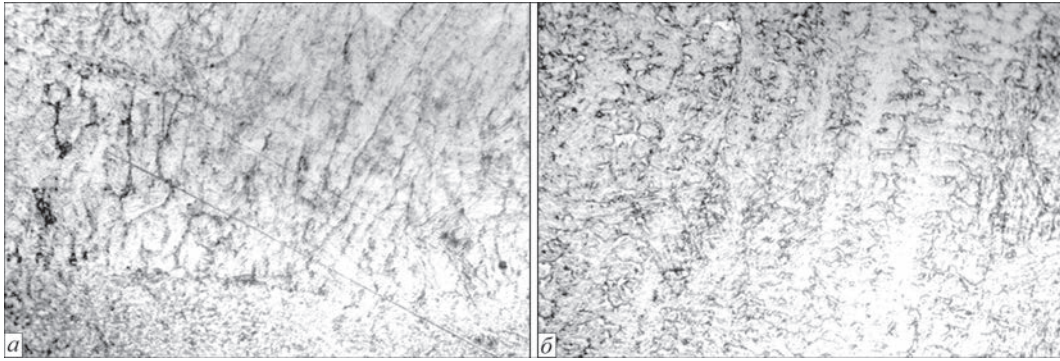


Рис. 2. Мікроструктура ( $\times 320$ ) наплавленого металу 25X5ФМС з мікродобавками бору поблизу лінії сплавлення (а) та у верхній частині наплавленого металу (б)

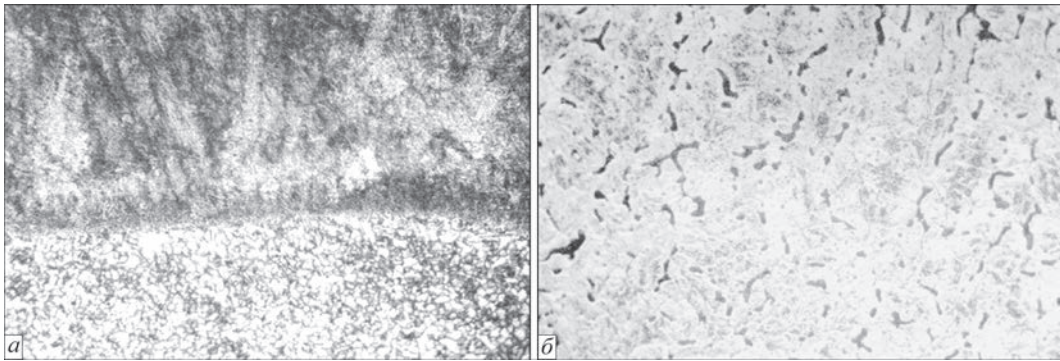


Рис. 3. Мікроструктура ( $\times 320$ ) наплавленого металу 25X5ФМС з мікродобавками карбідів титану поблизу лінії сплавлення (а) та у верхній частині наплавленого металу (б)

$HV1 - 6130...6420$  МПа, що вище ніж мікротвердість аналогічної ділянки зразка без модифікуючих добавок ( $HV1 - 5720...6060$  МПа).

У зразку, наплавленому дротом із вмістом модифікатора системи  $Ti-TiC$ , структура верхнього шару наплавленого металу складається з досить рівновісних комірок, по межах яких спостерігаються темнотравні виділення (рис. 3). Мікротвердість цієї ділянки наплавленого металу становить  $HV1 - 5720...5850$  МПа. Вплив модифікуючих часток  $TiC$ , у порівнянні з бором, проявляється не стільки в подрібненні кристалітів, але у перетворенні мікроструктури наплавленого металу зі стовпчастої в коміркову та виділенні складних сполук за межами литих кристалітів у вигляді окремих включень. Мікротвердість наплавленого металу у порівнянні з немодифікованим зразком при цьому, практично, не змінюється.

Дослідження рівня забрудненості наплавлених зразків неметалічними включеннями відповідно до методики ГОСТ 1778-70 на полірованих не травлених мікрошліфах показали, що найбільше забруднення наплавленого металу, в основному оксидами, спостерігається в зразку без модифікуючих добавок – воно відповідає балу № 3а по таблиці «Оксидаи точкові». Зразки наплавленого металу, які були модифіковані мікродобавками бору, чистіші у порівнянні із зразком без добавок і їх забруднення відповідає балу № 1а тієї ж таблиці. Найменший рівень забрудненості неметалічними

включеннями, що складає менше бала № 1а, спостерігається в зразку, наплавленому із застосуванням модифікатора системи  $Ti-TiC$ .

Дослідження службових властивостей наплавлених зразків показало, що модифікування наплавленого металу бором дозволяє підвищити його твердість з  $HRC 48...50$  до  $HRC 52...54$ . Твердість наплавленого металу, модифікованого  $Ti-TiC$ , практично не змінилася і становить  $HRC 48...52$ .

Результати експериментальних досліджень службових властивостей наплавленого металу наведені на рис. 4, де зазначені величини його зно-

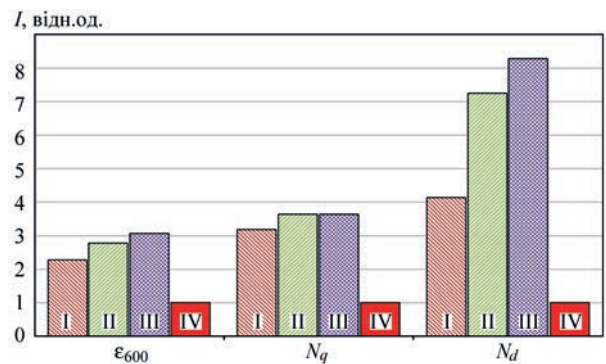


Рис. 4. Відносна зносостійкість наплавленого металу 25X5ФМС при підвищеній температурі ( $\epsilon_{600}$ ), відносна термостійкість за кількістю циклів до появи тріщин ( $N_q$ ) та їх середньої довжини ( $N_d$ ): без модифікуючих добавок (I), з модифікуючими добавками бору (II) та карбідів титану (III) у відношенні до еталону зі сталі 45 (IV), показники яких прийнято за одиницю.



состійкості при підвищеній температурі ( $\varepsilon_{600}$ ), термостійкості за кількістю циклів до появи тріщин ( $N_q$ ) та за їх середньою довжиною ( $N_d$ ), дані у відношенні до відповідних характеристик зразків-еталонів, виготовлених зі сталі 45, показники яких прийнято за одиницю.

Як видно з рис. 4, термостійкість та зносостійкість зразків металу, наплавленого порошковими дротами із мікродобавками обох типів, підвищилась. Тріщини термічної втоми у модифікованому металі наплавлених зразків зароджуються пізніше, їхня середня довжина та кількість менша, ніж у зразках без модифікуючих добавок. Слід відзначити, що оцінка термічної стійкості, виконана по середній глибині розповсюдження тріщин, виявилась більш точною, аніж оцінка по кількості циклів до утворення розгалуженої сітки тріщин. Це пояснюється тим, що сталь 25X5ФМС характеризується досить високою термостійкістю, і візуальне визначення точного моменту появи розгалуженої сітки тріщин може давати похибки. Позитивний вплив введення в наплавлений метал мікродобавок обох типів відзначено не тільки у меншій втраті маси наплавлених зразків, але також і на зменшенні величини зносу кілець-контрол, які працюють в контакт з досліджуваними зразками, що означає про більш сприятливі умови експлуатації, які встановились в парах тертя.

Загалом, підвищення зносостійкості наплавленого металу із модифікуючими добавками обох типів знаходиться приблизно на однаковому рівні і становить від 22 до 34 % у порівнянні з немодифікованим металом. Підвищення термостійкості, оцінене по кількості циклів до появи тріщин, становить 20 % для обох типів модифікаторів, а у випадку оцінки по середній глибині тріщин становить від 75 % у випадку застосування бору та до 200 % у випадку застосування карбідів титану. Як бачимо, модифікування наплавленого металу мікродобавками порошку системи Ti–TiC більш позитивно впливає на його службові властивості.

На нашу думку, позитивний вплив модифікування мікродобавками бору на властивості наплавленого металу може бути пояснений декількома факторами. По-перше, бор є більш активним розкислювачем у порівнянні з кремнієм і марганцем, і має високу поверхневу активність. Завдяки цьому бор переважно розташовується по межах кристалітів, що призводить до перерозподілу неметалічних включень і витіснення їх із меж в об'єм кристалітів [6]. По-друге, модифікування наплавленого металу бором призводить до підвищення мікротвердості кристалітів, тоді як мікротвердість матриці залишається практично без змін, що може бути пояснене підвищенням щільності й розгалуженості зміцнених бором міжкристалічних меж.

Позитивний вплив мікродобавок порошку з карбідами титану на властивості наплавленого металу, очевидно, в першу чергу пов'язаний з високою температурою плавлення цих з'єднань ( $3260 \pm 150$  °C). Модифікування наплавленого металу цими сполуками призводить до того, що через своє незначне розчинення в зварювальній ванні вони ефективно переходять із шихти порошкового дроту у зварювальну ванну, впливаючи на кінетику кристалізації наплавленого металу. Завдяки цьому відбувається усунення стовпчастості кристалітів та подрібнювання їх розміру, що позитивно впливає на службові властивості наплавленого металу.

## Висновки

1. Введення в наплавлений метал типу інструментальної сталі 25X5ФМС мікродобавок бору або карбідів титану в однаковій кількості (0,01 %) проявляє різний вплив на його структуру і призводить до значного подрібнення розмірів кристалітів та деякого підвищення мікротвердості його матриці у першому випадку та суттєвої зміни його структури із перетворенням стовпчастої в коміркову без суттєвої зміни розмірів кристалітів та мікротвердості – у другому.

2. Модифікування обома типами досліджених добавок позитивно впливає на службові властивості наплавленого металу, при цьому більш перспективно виглядає застосування у якості модифікатора порошку, який містить карбіди титану, що дозволяє підвищити зносостійкість та термостійкість наплавленого металу у 1,34 та 2,0 рази, відповідно.

## Список літератури

1. Baker, T.N. (2016) Microalloyed steels. *Ironmaking & Steelmaking*, 43 (4), 264–307. DOI: 10.1179/1743281215Y.0000000063
2. Baker, T.N. (2019) Titanium microalloyed steels. *Ibid.* 46 (1), 1–55. DOI: <https://doi.org/10.1080/03019233.2018.1446496>
3. Рябцев І.О., Бабінець А.А. (2021) Вплив модифікування та мікролегування на структуру та властивості наплавленого металу (Огляд). *Автоматичне зварювання*, 10, 3–11. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2021.10.01>
4. Gladkiy, P.V., Mikaelyan, G.S. (1992) *Mikrolegirovanie i modifitsirovanie iznosostoykogo naplavlennogo metalla. Microalloying and modification of wear-resistant weld metal. Sb. Naplavka. Tekhnologii, materialy, oborudovanie*. Kiev, IES im. E.O.Patona, 33–36.
5. Степнов К.К., Матвиенко В.Н., Олдаковский А.И. (2011) Модифицирование среднехромистого наплавленного металла. *Автоматическая сварка*, 8, 12–14.
6. Кривчиков С.Ю. (2012) Модифицирование бором наплавленного металла типа серого чугуна. *Там же*, 6, 28–31.
7. Максимов С.Ю., Мачуляк В.В., Шеремета А.В., Гончаренко Е.И. (2014) Исследование влияния микролегирувания титаном и бором металла шва на его механические свойства при сварке под водой. *Там же*, 6-7, 79–82.
8. Syzonenko O.M., Prokhorenko S.V., Lyryan E.V. et al. (2020) Pulsed discharge preparation of a modifier of Ti–TiC system and its influence on the structure and properties of the metal. *Materials Science*, 56 (2), 232–239. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00421-1>

9. Бабінець А.А., Рябцев І.О., Лентюгов І.П., Богайчук І.Л. (2022) Вплив мікролегуювання бором на структуру та властивості наплавленого металу типу інструментальної сталі 25X5ФМС. *Автоматичне зварювання*, **6**, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.06.01>
10. Лобанов Л.М., Сизоненко О.М., Рябцев І.О. та ін. (2023) Удосконалення технології виготовлення модифікаторів системи Ti–TiC та дослідження їх впливу на структуру наплавленого металу типу 25X5ФМС. *Там само*, **2**, 3–9.
11. Рябцев І.О., Книш В.В., Бабінець А.А., Соловей С.О. (2022) *Втомна довговічність наплавлених деталей*. Монографія. Київ, Інтерсервіс.
5. Stepnov, K.K., Matvienko, V.N., Oldakovsky, A.I. (2011) Modification of medium-chromium deposited metal. *The Paton Welding J.*, **8**, 10-12.
6. Krivchikov, S.Yu. (2012) Modification by boron of deposited metal of white cast iron type. *The Paton Welding J.*, **6**, 19-21.
7. Maksimov, S.Yu., Machulyak, V.V., Sheremeta, A.V. (2014) Investigation of influence of microalloying with titanium and boron of weld metal on its mechanical properties in underwater welding. *The Paton Welding J.*, **6-7**, 76-79.
8. Syzonenko, O.M., Prokhorenko, S.V., Lypyan, E.V. et al. (2020) Pulsed discharge preparation of a modifier of Ti–TiC system and its influence on the structure and properties of the metal. *Materials Sci.*, **56** (2), 232–239. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00421-1>
9. Babinets, A.A., Ryabtsev, I.O., Lentyugov, I.P., Bogaichuk, I.L. (2022) Influence of microalloying with boron on the structure and properties of deposited metal of the type of tool steel 25Kh5FMS. *The Paton Welding J.*, **6**, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.06.01>.
10. Lobanov, L.M., Syzonenko, O.M., Ryabtsev, I.O. et al. (2023) Improvement of technology of producing Ti–TiC modifiers and studying their impact on the structure of deposited metal of type 25Kh5FMS. *The Paton Welding J.*, **2**, 3–9.
11. Ryabtsev, I.O., Knysh, V.V., Babinets, A.A., Solovei, S.O. (2022) *Fatigue life of deposited parts*. In: Monography. Kyiv, Interservice [in Ukrainian].

## References

1. Baker, T.N. (2016) Microalloyed steels. *Ironmaking & Steelmaking*, **43** (4), 264–307. DOI: <https://doi.org/10.1179/1743281215Y.0000000063>
2. Baker, T.N. (2019) Titanium microalloyed steels. *Ibid.*, **46** (1), 1–55. DOI: <https://doi.org/10.1080/03019233.2018.1446496>
3. Babinets, A.A., Ryabtsev, I.O. (2021) Influence of modification and microalloying on deposited metal structure and properties (Review). *The Paton Welding J.*, **10**, 3–11. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2021.10.01>
4. Gladkiy, P.V., Mikaelyan, G.S. (1992) *Microalloying and modification of wear-resistant deposited metal*. In: Surfacing. Technologies, Materials, Equipment. Kyiv, PWI, 33–36 [in Russian].

## INFLUENCE OF DIFFERENT TYPES OF MODIFIERS ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF DEPOSITED METAL OF THE TYPE OF 25Kh5MFS TOOL STEEL

I.O. Ryabtsev<sup>1</sup>, A.A. Babinets<sup>1</sup>, M.O. Pashchin<sup>1</sup>, O.M. Sizonenko<sup>2</sup>, I.O. Lentyugov<sup>1</sup>, I.I. Ryabtsev<sup>1</sup>,  
T.G. Solomijchuk<sup>1</sup>, A.S. Torpakov<sup>2</sup>

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.  
E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

<sup>2</sup>Institute of Pulse Processes and Technologies of the NAS of Ukraine. 43, a Bohoyavlenskyi Ave., 54018, Mykolayiv

Comparative analysis of the influence of modifying additives of boron or titanium carbides on the structure and properties of the metal deposited with PP-Np-25KhFMS flux-cored electrode wire was performed in this study. It is shown that addition of some modifier in the amount of 0.01% does not have any significant influence on the deposited metal structure. Their influence on the structure differs to a certain extent. Boron modifying leads to an essential reduction of the crystallite dimensions, redistribution of nonmetallic inclusions and increase of metal microhardness. Unlike that, introducing titanium carbide microadditives into the weld pool influences the kinetics of metal solidification, which results in elimination of crystallite columnarity and metal structure transformation into the cell one. It is shown that owing to the mentioned changes in the structure, the wear and heat resistance of the metal, deposited with application of both the types of modifiers, is increased. Obtained results can be used at selection of promising methods to improve the service properties of the surfaced parts, which operate under the conditions of thermal force loading and wear at metal friction against metal. 11 Ref., 4 Fig.

*Keywords:* arc surfacing, modifying, microalloying, deposited metal, flux-cored wire, heat resistance, microstructure

Надійшла до редакції 28.04.2023

## НОВА КНИГА



«Позапічне оброблення сталі: способи, процеси, технології»: підручник для студ. спеціальності 136 «Металургія», освітньої програми «Комп'ютеризовані процеси лиття» / В.О. Шаповалов, Ф.К. Біктагіров, В.Г. Могилатенко; за ред. академіка І.В. Кривцуна. – К.: Хімджест, 2023. – 360 с.

У підручнику викладено наукові та прикладні аспекти різних процесів позапічної обробки сталі. Описані сучасні, найбільш прогресивні методи позапічної обробки сталі у рідкому стані, включаючи: вакуумування, оброблення інертними газами, порошкоподібними реагентами та шлаками у виливницях, ковшах і агрегатах типу ківш-піч з одночасним підігріванням рідкої сталі, як електричними, так і термохімічними джерелами теплової енергії. Викладені особливості роботи агрегатів, які знайшли застосування в промислових умовах заводів України та інших країн.

Підручник призначений для студентів спеціальності 136 «Металургія» освітньої програми «Комп'ютеризовані процеси лиття», може бути корисним для студентів, які навчаються за іншими освітніми програмами спеціальності, а також здобувачів третього наукового рівня освіти, викладачів металургійних спеціальностей вузів, наукових та інженерно-технічних працівників металургійних і машинобудівних підприємств.

Книга у відкритому доступі на сайті видавництва ІЕЗ ім. Є.О.Патона за посиланням

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/books>

# ФРАКТАЛЬНА ПАРАМЕТРИЗАЦІЯ РОЗГАЛУЖЕНОСТІ БЕЙНІТНОЇ СТРУКТУРИ МЕТАЛУ ШВІВ ВИСОКОМІЦНИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

В.В. Головка, О.О. Штофель, В.А. Костін

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 дослідження з визначення можливості оцінювання параметрів бейнітної структури металу зварних швів високоміцних низьколегованих сталей методом фрактального аналізу. Показана можливість оцінити розгалуженість бейнітної структури через фрактальний параметр  $D = \ln(d)/\ln N(d)$ , де  $d$  – розмір квадратної комірки, а  $N(d)$  – кількість кліток, які покривають досліджувану фрактальну фігуру. Для досліджених зразків встановлена відповідність між фрактальним параметром розгалуженості бейнітної структури і показником в'язкості металу швів. Бібліогр. 5, табл. 4, рис. 2.

*Ключові слова:* зварювання, низьколегована сталь, мікроструктура, розгалуженість бейнітної структури, фрактальний аналіз

**Вступ.** В зв'язку з постійним зростанням обсягів використання високоміцних низьколегованих (ВМНЛ) сталей при виготовленні зварних металоконструкцій проблема підвищення рівня механічних властивостей зварних з'єднань має високу актуальність. Як відомо, механічні властивості зварних швів визначаються їх структурними складовими, а для ВМНЛ сталей ключовою в цьому плані є бейнітна структура. Питанням утворення бейнітної структури, її впливу на механічні властивості металу зварних швів ВМНЛ сталей приділяється велика увага в наукових дослідженнях металознавців, але база наших знань в цій галузі потребує постійного розширення і поглиблення. Саме на це направлені результати виконаної нами роботи.

Структура металу зварних швів низьколегованих сталей майже на 100 % складається з феритної фази. Відповідно до температурного діапазону утворення ця фаза може містити ферит Відманштента, полігональний ферит, верхній бейніт, нижній бейніт, внутризеренний бейніт та ряд інших утворень. При металографічних дослідженнях, зазвичай, мікроструктуру описують через частку вмісту цих складових в загальній структурі, а також через встановлення розмірів феритних зерен (як правило, зерен верхнього та нижнього бейніту). При цьому залишається поза увагою ще одна важлива характеристика структури. В процесі охолодження твердого розчину  $gFe$  бейніт формується у вигляді пластин та рейок, які зростають в напрямку максимального градієнту температур. На шліфах металу швів, в площині, перпендикулярній напрямку руху джерела нагріву, бейнітна структура виявляється у вигляді голчатих утворень. В численних дослідженнях було показано,

що показники морфології бейнітних голок (відношення довжини до ширини, кристалічна орієнтація, кут розорієнтування) мають помітний вплив на механічні властивості металу. Структури металу, які містять однакову об'ємну частку голчатого фериту але відрізняються за показником відношення довжини голок до їх ширини (коефіцієнт форми) будуть мати різні механічні властивості. Метал зі структурою дрібноголчатого бейніту буде відрізнятися від металу зі структурою грубоголчатого бейніту за показником щільності розгалуження бейнітної структури. Введення такого показника як щільність розгалуження бейнітної структури до аналізу складу мікроструктури металу дозволить підвищити валідність прогнозування механічних властивостей зварних швів.

**Матеріали та методики для проведення досліджень.** Дослідження проводили на зразках металу швів, які були виконані за методикою [1] при дуговому зварюванні в середовищі захисного газу (82 % Ar, 18 % CO<sub>2</sub>) порошковим дротом діаметром 1,6 мм типу «metalcog» на постійному струмі 200 (±5) А, напрузі на дузі 30 (±2) В з погонною енергією 21 (±2) кДж/см. Для визначення характеру розподілу неметалевих включень в металі швів до «холодної» частини зварювальної ванни вводили порошок дріт діаметром 1,6 мм, осердя якого містило суміш з 10 % частинок тугоплавких сполук розміром 0,040...0,200 мм та 90 % залізного порошку марки ПЖВ за ДСТУ 9849. В якості інокулянтів були обрані з'єднання на основі титану: оксид титану (шов TiO<sub>2</sub>), карбід титану (шов TiC), нітрид титану (шов TiN), а також оксиди цирконію (шов ZrO<sub>2</sub>) та магнію (шов MgO). Отримані результати порівнювали з даними зразків металу шва, отриманих при зварю-

Головка В.В. – <http://orcid.org/0000-0002-2117-0864>, Штофель О.О. – <http://orcid.org/0000-0003-0965-6340>

© В.В. Головка, О.О. Штофель, В.А. Костін, 2023



ванні порошковим дротом, до складу осердя якого вводили феротитан (шов Base).

Відповідно до своїх фізико-хімічних показників неметалеві включення можуть впливати на формування структури в процесі охолодження металу як центри кристалізації (MgO, ZrO<sub>2</sub>), мікроохолодильники (TiO<sub>2</sub>), фази, що гальмують дифузію вуглецю при розпаді аустеніту (SiC, TiC). Відповідно до цього неметалеві включення справляють різний вплив на умови формування мікроструктури металу. Метою проведених досліджень було виявлення загальних особливостей бейнітної структури, які не залежать від складу неметалевих включень в металевій матриці.

Металографічні дослідження проводили на поперечних шліфах, вирізаних із зварних з'єднань. Структуру металу швів досліджували на оптичному мікроскопі «Neophot 32». Визначення вмісту структурних складових в металі швів виконували за методикою ISO 9042.

Механічні властивості металу зварних швів оцінювали за результатами стандартних випробувань відповідно до вимог ДСТУ ISO 6892-1:2019, ДСТУ EN 10045-1: 2006, ДСТУ ISO 15792-1:2009.

**Результати досліджень.** В табл. 1 та 2 наведено результати визначення хімічного складу та механічних властивостей металу досліджених швів, а в табл.3 вміст структурних складових в зразках зварних швів.

Виходячи з ряду фундаментальних досліджень [2, 3] видно, що бейнітна структура формується за рахунок розпаду аустеніту під час охолодження металу у вигляді голчастих структур. Голчасті структури являють собою рейки α-фази, що перетинаються під різними кутами, завтовшки від ≈0,15 до ≈0,80 мкм. У середині рейок у великій кількості є дисперсні карбіди. Субструктура рейок

неоднорідна, поряд із дислокаційними скупченнями в них присутні ділянки, відносно вільні від дефектів. Перетворення починається з появи окремих голчастих виділень дендритної будови, які за подальшого розвитку перетворення товщають і, виникаючи паралельно одне одному, утворюють пакети, формують структуру бейнітного пакету. У міру розвитку перетворення окремі голчасті пластинки товщають, шляхом дифузійного переміщення спільних границь між сусідніми голками, утворюючи масивні конгломерати з відсутністю чітких меж між окремими елементами. Субструктура голок складається з рейок α-фази завширшки від 0,75 до 1,75 мкм. В залежності від температури перетворення росту товщини голок буде перешкоджати наявність частинок цементиту Fe<sub>3</sub>C та інших дисперсних часток, перш за все доданих до шва інокулянтів тугоплавких сполук.

В дослідженні [4], які виконані з використанням просвічуючої електронної мікроскопії, було показано, що в залежності від складу інокульованих до зварювальної ванни тугоплавких сполук ширина рейок нижнього бейніту може змінюватися в межах 0,3...1,4 мкм, а верхнього бейніту – 0,4...2,0 мкм. Зміна розмірів бейнітної фази впливає на механічні властивості металу зварних швів, але оцінити її розподіл за розмірами можливо було тільки методом кількісної металографії.

Одним із перспективних методів комп'ютерного аналізу металографічних зображень є методика фрактальної параметризації складових мікроструктури, яка була використана для оцінки розгалуженості бейнітної структури в металі досліджених швів [5].

Для обчислення фрактальної розмірності було використано клітинний метод. Згідно цього методу вхідне зображення фракталу (рис. 1, з) по-

Таблиця 1. Хімічний склад металу швів, мас. %

Номер шва	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti
Основа	0,050	0,290	1,32	0,024	0,014	0,16	2,19	0,27	0,36	0,039	0,019
TiC	0,054	0,263	1,28	0,025	0,011	0,13	2,22	0,26	0,49	0,035	0,009
TiN	0,035	0,317	1,40	0,019	0,009	0,14	2,29	0,26	0,56	0,036	0,011
TiO <sub>2</sub>	0,035	0,405	1,24	0,016	0,021	0,11	1,97	0,27	0,68	0,031	0,017
SiC	0,066	0,370	0,92	0,016	0,024	0,14	1,72	0,23	0,54	0,021	0,005
ZrO <sub>2</sub>	0,041	0,288	1,32	0,021	0,024	0,12	1,36	0,25	0,37	0,029	0,004
MgO	0,040	0,321	1,50	0,023	0,022	0,15	2,08	0,26	0,56	0,050	0,005

Таблиця 2. Механічні властивості металу швів

Номер шва	Rm	Re	A	Z	KCV, Дж/см <sup>2</sup> при T, °C			
	МПа		%		20	0	- 20	- 40
Основа	788	739	11,4	35	60	58	57	52
TiC	716	644	19	63	111	97	85	73
TiN	712	580	5,3	14,7	55	47	40	35
TiO <sub>2</sub>	709	636	19	57	85	72	60	50
SiC	775	729	18	60	55	49	44	36
ZrO <sub>2</sub>	649	592	21	64	97	91	84	76
MgO	644	586	19	60	103	85	69	60

Таблиця 3. Вміст (%) структурних складових в металі швів

Номер шва	Бейніт верхній	Бейніт нижній	Ферит полігональний	Мартенсит
Основа	52,0	31,8	9,2	10,8
TiC	22,2	60,8	6,0	9,5
TiN	21,0	57,8	9,8	9,9
TiO <sub>2</sub>	28,0	54,6	5,6	9,7
SiC	25,0	55,5	9,2	9,3
ZrO <sub>2</sub>	22,3	62	5,7	8,9
MgO	25,6	58	6,2	8,7

кривають сітками з квадратними клітками із значеннями кроку сітки  $d$  ( $0,0377 \times 0,0377$  мкм) і підраховують кількість кліток  $N(d)$ , які покривають досліджувану фрактальну фігуру. Фрактальну розмірність зображення  $D$  визначають внаслідок апроксимації отриманого набору точок за допомогою методу найменших квадратів за виразом

$$D = \lim_{d \rightarrow 0} \frac{\ln N(d)}{\ln \frac{1}{d}}$$

Для проведення фрактального аналізу були відібрані по п'ять оптичних зображень вторинної структури при збільшенні  $\times 320$  та  $\times 1000$  для кожного зразка металу шва (рис. 1, а, б). Після комп'ютерної обробки зображень за програмою ImageJ було отримано бінаризовані зображення відповідних структур (рис. 1, в, г), для яких визначали фрактальний параметр  $D$ . Результати фрактальної параметризації наведено в табл. 4.

Фрактальні об'єкти мають як мінімум дві важливі якості: масштабну інваріантність і самоподібність

та демонструють однакові рівні неправильності незалежно від збільшення об'єкта. З метою перевірки відповідності отриманих результатів умовам фрактального аналізу було проведено співставлення отриманих фрактальних параметрів  $D$  розгалуження границь зерен у структурі металу швів в залежності від використаних збільшень ( $\times 320$  та  $\times 1000$ ).

Наведені в табл. 4 дані свідчать, що результати визначення фрактальних параметрів розгалуження границь зерен, які були отримані при трикратній різниці показника збільшення зображень, відрізняються не більше ніж  $\sim 1\%$ , що підтверджує можливість використання фрактальної параметризації для оцінювання структури металу швів.

У сталях і сплавах визначальний вплив на комплекс механічних властивостей має будова границь структурних зерен. При достатньо швидкій кристалізації металу зварювальної ван-

Таблиця 4. Фрактальні параметри розгалуження границь зерен, отримані в результаті аналізу оптичних зображень структури металу швів

Номер шва	Фрактальний параметр $D$		
	Збільшення		Відхилення
	$\times 1000$	$\times 320$	$D_{\times 1000}/D_{\times 320} \%$
TiN	0,5158	0,5159	1,00
SiC	0,5177	0,5151	1,01
Основа	0,5244	0,5194	1,01
TiC	0,5329	0,5258	1,01
ZrO <sub>2</sub>	0,5479	0,5737	0,95
MgO	0,5510	0,5244	1,05

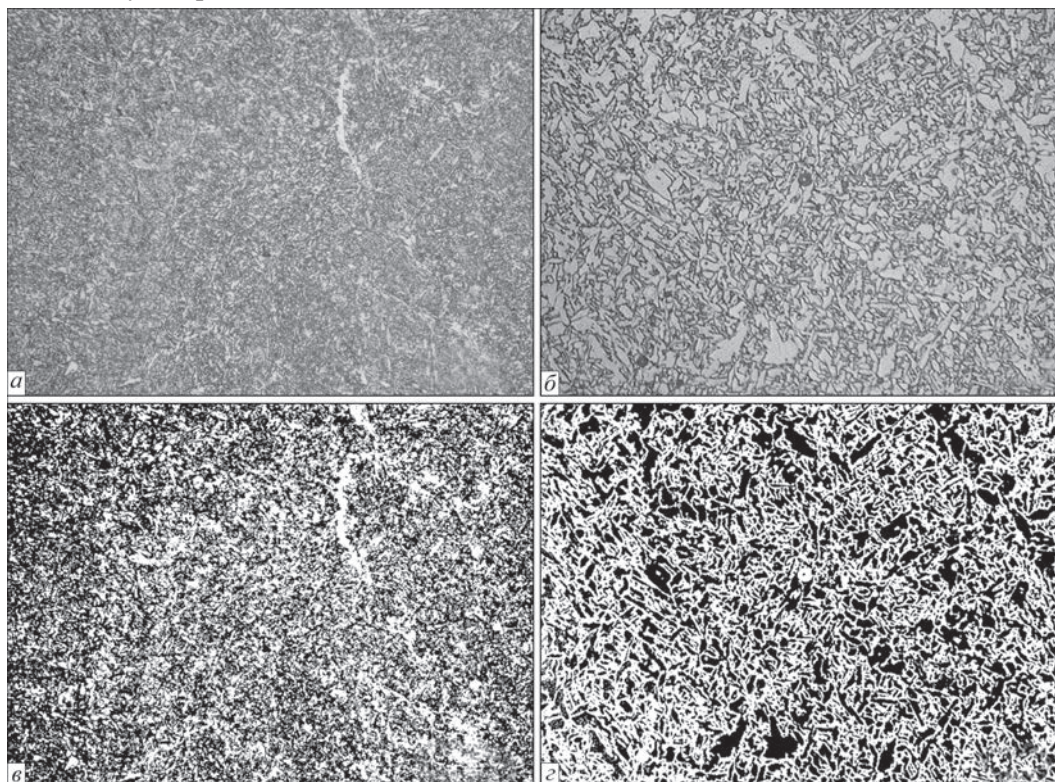


Рис. 1. Мікроструктура металу швів без використання інокулянтів (а –  $\times 320$ , б –  $\times 1000$ ) та відповідні бінаризовані зображення (в –  $\times 320$ , г –  $\times 1000$ )



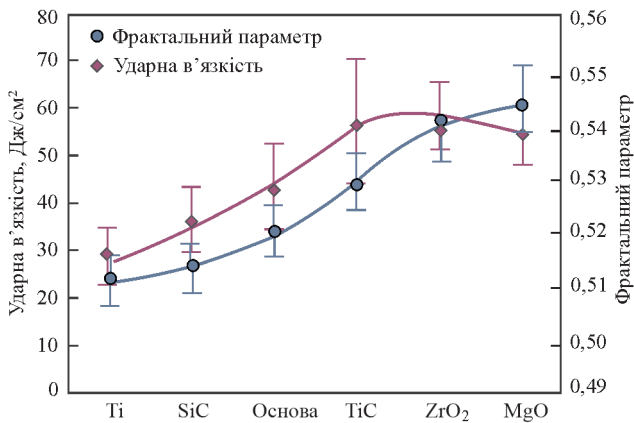


Рис. 2. Співставлення показників ударної в'язкості при температурі випробування – 40 °С з фрактальним параметром розгалуження границь зеренної структури металу швів

ни, в умовах, далеких від рівноважних, в металі зварних швів зазвичай формується полікристалічна структура, зерна якої у залежності від умови зростання, зіткнення та рекристалізації мають довільну форму. Бейнітна структура металу швів ВМНЛ сталей характеризується голчатою морфологією. Показники міцності, пластичності та в'язкості визначаються кристалографічною орієнтацією бейнітних зерен та морфологією голчатих утворень (їх розміром, орієнтацією, відношенням ширини до довжини).

Для визначення кристалографічної орієнтації зерен традиційно використовують або методи просвічуваної електронної мікроскопії, або методи рентгеноструктурного аналізу (аналіз EBSD, аналіз Кікучі ліній). Використовуючи ці методи можливо визначити розорієнтацію зерен, побудувати карти багато- та малокутових границь, визначити енергію границь зерен, та встановити вплив морфології голчатої структури через показник розгалуженості її границь. Дрібнодисперсна структура з більш високою розгалуженістю границь зерен характеризується, як правило, більш низькою швидкістю розвитку тріщин і підвищеним рівнем показників в'язкості металу [2].

На рис. 2 наведено результати співставлення фрактальних параметрів розгалуження границь зерен, які були отримані при аналізі оптичних зображень структури ( $\times 1000$ ) з показниками ударної в'язкості металу швів при температурі випробування – 40 °С.

## FRactal parametrization of branching bainitic structure of weld metal of high-strength low-alloy steels

V.V. Golovko, O.O. Stofel, V.A. Kostin

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 the study on determination of the possibility of evaluating the parameters of bainitic structure of weld metal of high-strength low-alloy steels by the method of fractal analysis. The ability of evaluating the branching of bainitic structure using the fractal parameter  $D = \ln(d)/\ln N(d)$  is shown, where  $d$  is the size of a square cell, and  $N(d)$  is a number of cells that cover the studied fractal figure. For the investigated specimens, a correspondence between the fractal parameter of branching bainitic structure and the value of toughness of the weld metal was established. 5 Ref., 4 Tabl., 2 Fig.

*Keywords:* welding, low-alloy steel, microstructure, branching of bainitic structure, fractal analysis

Надійшла до редакції 12.04.2023

Як видно з рис. 2, характер зміни фрактальних параметрів розгалуження границь зерен відповідає рівню в'язкості металу досліджених швів. З цього можливо дійти висновку, що означений фрактальний параметр можливо використовувати при мультифрактальному аналізі структури металу зварних швів ВМНЛ сталей з метою прогнозування комплексу їх механічних властивостей.

### Висновок

Проведено дослідження з розвитку методів фрактального аналізу стосовно числової параметризації структури металу швів ВМНЛ сталей. Запропоновано використання фрактального параметру границь структурних складових для оцінювання їх розгалуженості. Показано високу стохастичність фрактального параметра розгалуженості границь для оцінювання структури при трикратній зміні збільшення розмірів оптичного зображення структури. Встановлено можливість використання фрактального параметра при аналізі показників в'язкості структури металу зварних швів ВМНЛ сталей. Висловлена доцільність використання встановленого фрактального параметра для мультифрактального аналізу структури металу швів ВМНЛ сталей.

### Список літератури/References

- Holovko, V.V., Yermolenko, D.Yu., Stepanyuk S.M. et al. (2020) Influence of introduction of refractory particles into welding pool on structure and properties of weld metal. *The Paton Welding J.*, **8**, 1–7.
- Bhadeshia H.K.D.H. *Bainite in steels theory and practice third edition* (2001) Maney Publishing is the trading name of W. S. Maney & Son Ltd Maney Publishing, Suite 1C, Joseph's Well, Hanover Walk, Leeds LS3 1AB, UK. 451 P.
- Грабин В.Ф., Денисенко А.В. (1978) *Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей*. Киев, Наукова думка.  
Grabin, V.F., Denisenko, A.V. (1978) *Physical metallurgy of welding and low- and medium-alloy steels*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
- Yang, Hong-Seok Design of Low-Carbon, Low-Temperature Bainite, Thesis for Doctor of Philosophy, Department of Ferrous Technology Graduate Institute of Ferrous Technology Pohang University of Science and Technology, Pohang, Korea, 26 September 2011, p 170.
- Carney L.R., Mecholsky J.J. (2013) Relationship between Fracture Toughness and Fracture Surface Fractal Dimension in AISI 4340 Steel. *Materials Sciences and Applications*, **4**, 258–267.



# АНАЛІЗ ПРИЧИН РУЙНУВАННЯ МОНТАЖНИХ ЗВАРНИХ СТИКІВ МАГІСТРАЛЬНИХ ТРУБОПРОВОДІВ ПІСЛЯ ДОВГОТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

Л.І. Ниркова, Л.В. Гончаренко

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

У цій роботі на прикладах руйнування чотирьох трубопроводів авторами розглянуті та проаналізовані причини руйнування кільцевих стикових зварних з'єднань магістральних газонафтопроводів з тривалим терміном експлуатації діаметром 530...1420 мм з низьколегованих феритно-перлітних сталей марок 17Г1С, 17ГС та 15ГСТЮ, побудованих ще наприкінці ХХ століття. Технічними експертами стверджується, що аварії, як правило, пов'язані з руйнуванням кільцевих стикових зварних з'єднань, виконаних на монтажі. В літературних джерелах досить обмежена достовірна інформація про причини утворення дефектів, що призводять до руйнувань монтажних зварних з'єднань. Авторами показано, що навіть при забезпеченні задовільних механічних властивостей сталей та відсутності відхилень хімічного складу зварних з'єднань, розгерметизація трубопроводів відбулася через послаблення шва внаслідок утворення дефектів під час експлуатації або під час будівельно-монтажних робіт, а саме пори, несплавлення, непровари, зміщення кромок, застосування закладних елементів тощо, які не були виявлені методами неруйнівного контролю. Отримані результати дали змогу скоригувати ряд технологічних рекомендацій щодо вимог та правил виконання складальних та зварювальних робіт під час будівництва та ремонтів магістральних трубопроводів в Україні за останні 20 років. Бібліогр. 10, табл. 2, рис. 7.

*Ключові слова:* магістральні газонафтопроводи, кільцеві шви стикові, зварні з'єднання, руйнування, технологічні дефекти, збиральні та зварювальні роботи, порушення

**Вступ.** У межах України експлуатуються понад 40 тис. км діючих газонафтопроводів, термін експлуатації яких складає 30–50 років. Наведені в науково-технічній літературі статистичні дані, а також власний досвід свідчать, що аварії, які відбуваються на магістральних трубопроводах, досить часто пов'язані з руйнуванням кільцевих швів зварних стиків. Як правило, статистично випадки їх руйнування відносять до браку будівельно-монтажних робіт.

До ключових чинників, що сприяють руйнуванню кільцевих зварних швів, є розміри дефектів, невідповідні властивості трубних сталей і зварних з'єднань. Зокрема слід відмітити наявність навантажень [1], які виникають з різних причин: через джерела активного зовнішнього впливу, наприклад, через зсув ґрунту, або навантаження, що виникають у трубопроводі в процесі будівництва та експлуатації тощо.

Наприклад, у багатьох випадках причиною виникнення критичних дефектів зварювання кільцевого шва називають шлакові включення, які не були своєчасно виявлені та видалені [2, 3]. Також руйнуванню сприяла виявлена тріщина у корені шва довжиною 10 мм. Але ці автори не розглядали причини утворення дефектів. У літературних джерелах [4] частку руйнувань магістральних трубопроводів, пов'язаних із зазначеним фактором, оцінюють в 22...25 %, при цьому дефекти зварювання становлять приблизно 13...19 %.

У роботі [5] за результатами втомних досліджень доведено, що за наявності типових дефектів зварювання у кільцевому зварному шві термін служби трубопроводу, може становити понад 30 років. Такий підхід може стати основою для аналізу довговічності та оцінки надійності трубопроводу. Сукупність дефектів, що виявляються методом неруйнівного контролю, не завжди дають змогу встановити причину їх утворення [6]. Тому важливо встановити походження та причини розвитку дефектів у швах для запобігання їх утворення.

Мета роботи – встановити ймовірні причини утворення найбільш типових дефектів, як на стадії монтажу так і після довготривалого терміну експлуатації, що призвели до руйнування під час експлуатації газонафтопроводів, які були побудовані наприкінці ХХ століття.

**Методика експериментів.** Дослідження проводили на зразках монтажних стикових зварних з'єднань. Фрагменти кільцевих з'єднань газонафтопроводів, вирізали зі зруйнованих частин газонафтопроводів діаметром 530...1420 мм під час їх ремонту. Як правило, на той час це були труби з типових низьковуглецевих низьколегованих та мікролегованих сталей марки 17ГС, 17Г1С та 15ГСТЮ. Якість металу зварних з'єднань визначали методом візуально-оптичного контролю та вивчення макро- та мікросхліфів зварних з'єднань. Шліфи готували за стандартною методикою із використанням паст різної зернистості. Механічні

властивості сталей визначали на машині моделі ZDM згідно з ГОСТ 6996. Хімічний склад сталей та металу швів визначали методом спектрального аналізу на спектрометрі моделі ДФС-36.

**Результати та їх обговорення.** Авторами розглянуто та проаналізовано чотири випадки найбільш характерних руйнувань кільцевих стикових зварних з'єднань трубопроводів, що відбувалися під час їх експлуатації. При будівництві таких трубопроводів застосовувалися марки електродів, які рекомендовані для дугового зварювання монтажних з'єднань згідно ВСН 006. В табл.1 наведено механічні властивості досліджених зразків труб. Хімічний склад основного металу та металу кільцевих швів наведено в табл. 2.

Особливості мікроструктури кільцевих стикових зварних з'єднань. Низьколеговані сталі у нормалізованому та гарячекатаному стані мають феритно-перлітну структуру з розміром зерна 6, 7 та 8, зі смугастістю не більше 2, рис. 1, 2, а.

Мікроструктура металу досліджених кільцевих швів, на низьколегованих феритно-перлітних трубних сталей 17Г1С, 17ГС та 15ГСТЮ схожа. Мікроструктура металу кореневого шару та заповнювальних шарів, які зазнають повторного нагрівання під час виконання наступних шарів, у основному, феритно-перлітна з більш рівновісними зернами фериту (рис. 1, б, г, 2, в, г). Типова мікроструктура металу облицювальних шарів (рис. 1, 2) – суміш різних форм структурних складових в основному, полігонального фериту, бейніту, та більш

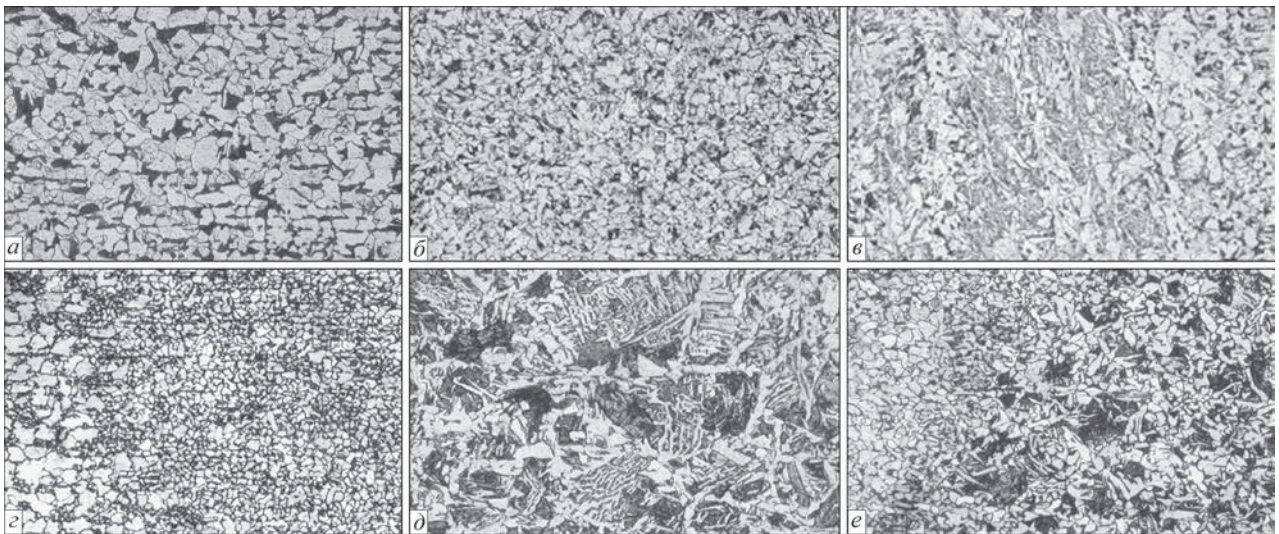


Рис. 1. Мікроструктура металу кільцевих зварних з'єднань труб зі сталі 17Г1С,  $\times 200$ : а – основний метал; б – метал кореневого шару; в – метал лицьовального шару; г – зона крупного зерна кореневого шару; д – зона крупного зерна лицьовального шару; е – шов та зона крупного зерна заповнювального шару

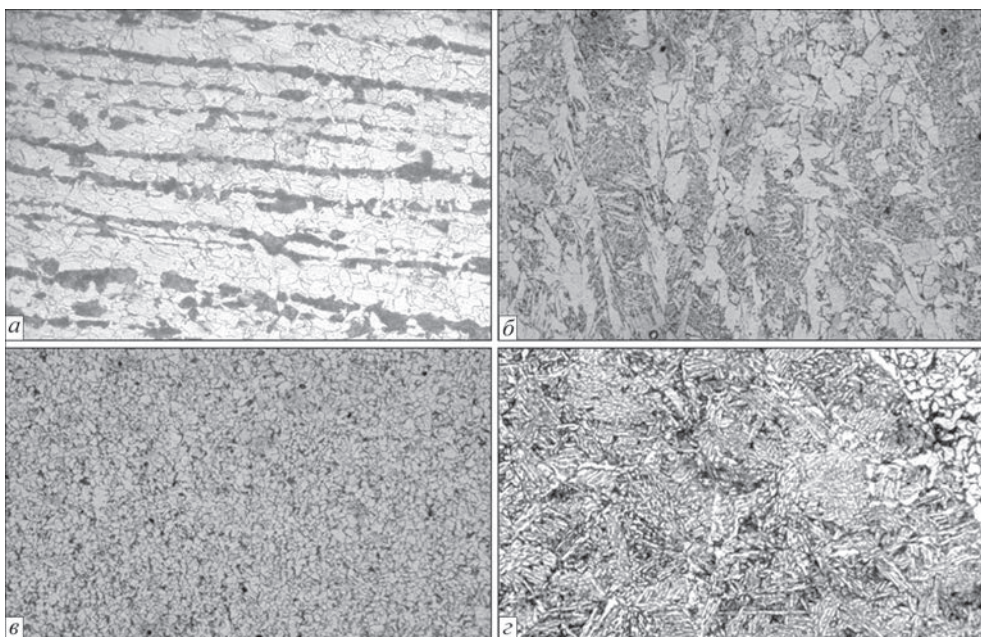


Рис. 2. Мікроструктура металу кільцевого шва труб зі сталі 15ГСТЮ: а – основний метал; б – лицьовальний шов,  $\times 200$ ; в – кореневий шов,  $\times 200$ ; г – зона крупного зерна лицьовального шару,  $\times 320$



Таблиця 1. Механічні властивості основного металу досліджених труб

Шифр	Марка сталі	Розмір труби, мм, особливості технології виготовлення сталі	$\sigma_t$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta_5$ , %	$KCV^{0}$ , Дж/см <sup>2</sup>
1	17Г1С	1020×14×10, нормалізована	460	568	30	90
2	17ГС	720×7,5, гарячекатана	415	541	23	55
3	15ГСТЮ	1020×10,6, гарячекатана	416	592	27	109

Таблиця 2. Хімічний склад основного металу та металу кільцевих швів досліджених зразків зварних з'єднань

Марка сталі	Зона зварного з'єднання	Вагова частка елементів, %									
		C	Mn	Si	S	P	Al	Ni	Mo	Ti	Cr
17Г1С	ОМ	0,16	1,32	0,47	0,023	0,016	Н.в.	0,06	Відс.	Н.в.	0,04
	ЗШ	0,11	0,95	0,29	0,036	0,025	Н.в.	0,08	0,34	Н.в.	0,06
17ГС	ОМ	0,18	1,09	0,49	0,029	0,023	0,006	0,09	Н.в.	–	0,054
	ЗШ	0,105	0,83	0,43	0,023	0,017	Н.в.	0,04	Н.в.	–	0,05
15ГСТЮ	ОМ	0,17	1,31	0,67	0,032	0,031	0,044	0,05	<0,03	0,14	0,07
	ЗШ	0,076	0,92	0,34	0,025	0,012	0,005	0,05	<0,03	0,12	0,06
17ГС [8]	ОМ	0,14...0,20	1,0...1,4	0,4...0,6	≤0,0405	≤0,035	–	≤0,3	–	–	≤0,3
17Г1С, ТУ 14-3-721	ОМ	0,15...0,20	1,15...1,60	0,4...0,6	≤0,035	≤0,030	–	≤0,3	–	–	≤0,3
15ГСТЮ ЧМТУ-156	ОМ	0,12...0,16	1,00...1,35	0,50...0,85	≤0,035	≤0,030	0,025...0,085	–	–	0,15...0,20	≤0,3

дрібних окремих ділянок відманштеттового і пластинчатого фериту та перліту. Слід відзначити, зміна кількості домішок легувальних елементів в сталях та швах впливають, в основному, на співвідношення доєвтектоїдного фериту та структур проміжного розпаду, які замінують перліт. Отже, у кільцевому шві на сталі 15ГСТЮ (рис. 2), у порівнянні зі швом на сталі 17ГС (рис. 1) збільшується кількість бейніту, та практично відсутній перліт, кількість доєвтектоїдного фериту залишається стабільною. Зразок структури облицювального шару кільцевих з'єднань труби зі сталі 17ГС та 15ГСТЮ наведено на рис. 1, в та рис. 2, в.

**Аналіз кільцевих з'єднань газонафтопроводів, що зруйнувалися під час експлуатації.** Для встановлення типу дефектів керувалися чинними на період будівництва трубопроводів та сучасними нормативними документами СНиП II-42 та ВСН 006 [9, 10], відповідно до яких оцінювали розміри та допустимість дефектів. За аналізом особливостей дефектів визначали можливі причини їх утворення. У кожному випадку, що розглядався, визначали осередок руйнування, оцінювали якість (дефектність) зварних з'єднань і властивості їх металу.

У першому випадку руйнування кільцевого шва зварного з'єднання магістрального газопроводу, побудованого орієнтовно в 1987 р. зі спіральшовних труб зі сталі 17Г1С, відбулося, в основному, по зоні сплавлення кільцевого шва з основним металом (рис. 3) на ділянці довжиною близько  $\frac{3}{4}$  периметра цього стику. Кореневий та заповнювальний шари кільцевого з'єднання виконані ручним дуговим зварюванням, а облицювальний шар – дуговим зварюванням під флюсом. На поверхні зламу на одній з ділянок руйнування виявлено велику кількість пор діаметром не біль-

ше 3 мм і глибиною не більше 7 мм (рис. 3, а, б). На поперечних макрошліфах зразків з цієї ділянки видні глибокі пори (рис. 3, б), які розповсюджуються у метал кільцевого шва від зони його сплавлення з основним металом на зовнішній поверхні труби. Пори сполучаються з ділянкою несплавлення (довжиною 300 мм, глибиною 8 мм) заповнювального і облицювального шарів з основним металом, що призвело до послаблення перетину шва. З протилежної сторони руйнування видна частина нерозплавленої кромки. Спостерігається також зміщення осі зовнішнього шва по відношенню до кореневого на 3 мм. У зазначеній ділянці присутнє несплавлення кореневого шва з основним металом (глибиною до 3 мм). Загальна довжина цієї дефектної ділянки складає приблизно 350 мм, глибина – не перевищує 7 мм. На інших ділянках зламу по периметру кільцевого шва присутні тільки окремі пори діаметром не більше 2 мм. Особливістю цього з'єднання труб з кільцевим швом є зниження твердості металу ЗТВ на  $50 HV_{49}$ , що є наслідком знеміцнення металу під час зварювання. Ширина ділянки зниження міцності складає 4...5 мм. Виявлене знеміцнення металу у разі зварювання термооброблених труб є типовим явищем і не стало причиною руйнування досліджуваного зварного з'єднання.

З огляду вищенаведеного можливо стверджувати, що причиною руйнування монтажного зварного з'єднання газопроводу зі спіральшовних труб є дефекти формування кільцевого шва у вигляді протяжного (близько 300 мм) несплавлення кореневого й заповнювального шарів з однією з крайок з'єднання та скупченням пор. Ці дефекти утворились під час виконання зварювальних операцій при будівництві газопроводу внаслідок зміщення зазначених шарів відносно стику кра-



йок з'єднання та не були виявлені неруйнівним контролем.

У другому випадку на магістральному газопроводі зі сталі 15ГСТЮ, будівництво якого датується 1970 р., при виконанні діагностичних робіт виявлено виток газу. Робочий тиск в цьому газопроводі складав 4,7 МПа. Газопровід покритий бітумно-гумовою ізоляцією. У верхній частині кільцевого з'єднання у шві виявлено наскрізний тріщиноподібний дефект (рис. 4). Кільцевий шов, виконаний одностороннім ручним зварюванням, з'єднував спіральшовну трубу розміром 1020×10,6 мм зі сталі 15ГСТЮ з прямошовною трубою розміром 1020×9,5 мм зі сталі категорії Х60. Виявлений дефект розташований вздовж шва з деяким зміщенням відносно його центра. Довжина дефекту становить приблизно 250 мм. Розкриття його крайок незначна (не перевищує 1 мм). Зварне з'єднання на довжині приблизно 170 мм виконане зі значним зміщенням крайок в радіальному напрямку та з широким зазором крайок (рис. 4, в). Зміщення крайок на цій ділянці становить 6 мм, що значно перевищує допустиму норму (не більше 3 мм). На зовнішній поверхні труб в області дефекту біля лінії сплавлення кільцевого

шва видно сліди пластичного деформування металу, що утворилися під час складання крайок труб з метою їх стикування для зварювання (рис. 4, а).

На зламі видно, що початкова тріщина проходить по краю кореневого шару і починається від несплавлення з однією із крайок стика (рис. 4, з). Глибина несплавлення становить приблизно 3 мм. Зворотне формування кореневого шару шва зовсім відсутнє. Розташування тріщини співпадає з ділянкою протоку металу в зоні суттєвого зміщення крайок (рис. 4, в). У зоні дефекту, що примикає до внутрішньої поверхні стика, присутні пори та їх скупчення. Розмір окремих пор сягає 4 мм.

З огляду на вищенаведене, можна констатувати, що причиною руйнування кільцевого шва зазначеного магістрального газопроводу стала низька якість складання крайок кільцевого зварного з'єднання (неприпустиме за величиною радіальне зміщення зварювальних крайок та широкий зазор), що призвело до утворення дефектів формування (несплавлень, пор) в кореновому шві в процесі його зварювання, а у подальшому спровокувало виникнення наскрізної тріщини. Утворенню і розвитку тріщини сприяли локальні напруження, які викликані спробами примусового усунення неприпустимих радіальних зміщень крайок. Поверхня тріщини значно пошкоджена корозією, що свідчить про тривалу експлуатацію труби з дефектом.

Далі розглянуто руйнування двох кільцевих зварних з'єднань нафтопроводу діаметром 720 мм, спорудженого з труб з товщиною стінки 7,4 мм класу міцності К54. У першому кільцевому шві виявлено наскрізний тріщиноподібний дефект довжиною приблизно 300 мм (рис. 5). У зоні тріщини спостерігались перевищення крайок на довжині 600 мм, яке досягало 7 мм, та великий зазор між крайками до 10 мм на довжині 740 мм. З метою зменшення зазору, всупереч нормативним документам, в розроблення крайок приварено 2 прутки діаметром 6 мм і довжиною до 150 мм

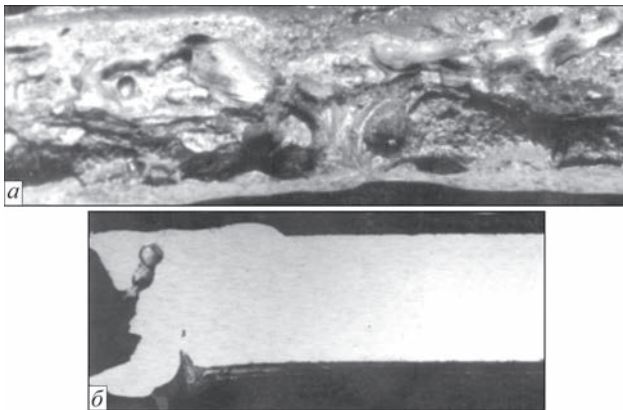


Рис. 3. Вигляд зламу (а) та дефекти (б) в металі зруйнованого шва газопроводу зі спіральшовних труб діаметром 1020 мм зі сталі 17Г1С: а – несплавлення глибиною 8 мм, пори 7 мм; б – зміщення швів, пори глибиною 8 мм

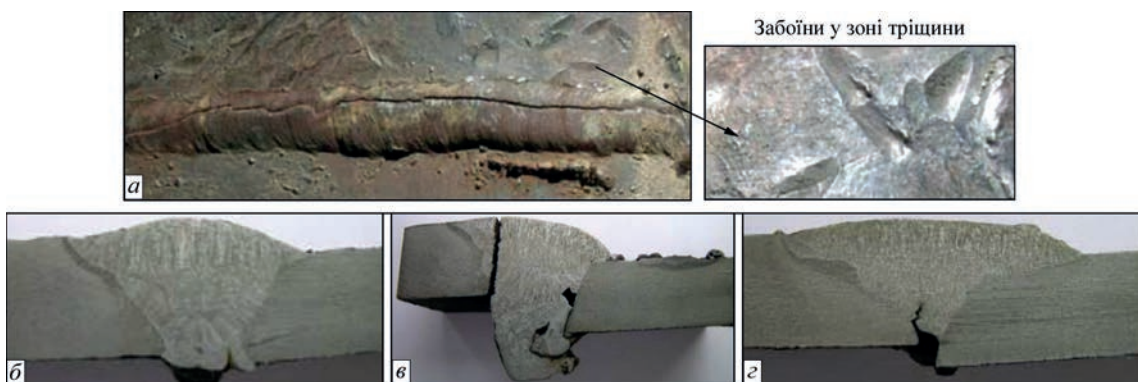


Рис. 4. Дефекти у кільцевому шві трубопроводу діаметром 1020 зі сталі 15ГСТЮ і Х60: а – тріщина довжиною ~250 мм у кільцевому шві; б – макрошліф кільцевого шва поза межами тріщини; в – макрошліф кільцевого шва у зоні тріщини, зміщення кромки до 6 мм, несплавлення кромки; г – макрошліф кільцевого шва у кінцевій частині тріщини, несплавлення та тріщина у кореновому шарі, зміщення кромки до 3 мм

(рис. 5, б). У корені шва формування внутрішнього шва неякісне, виявлено недопустимі неспровари та несплавлення крайок глибиною до 3 мм. У другому кільцевому шві у зламі зруйнованого з'єднання також виявлено дефекти типу несплавлення та неспровару зі сторони внутрішньої поверхні шва загальною протяжністю біля 100 мм. Мінімальна товщина наплавленого металу у перетині між зовнішньою поверхнею та ділянкою з дефектами (бездефектної ділянки) не перевищувала 1 мм.

Отже причиною витоку нафти у 3-му дослідженому випадку є утворення дефектів у швах кільцевих з'єднань внаслідок неналежного виконання процесу зварювання з явним порушенням правил збирання стиків, зокрема, при наявності надмірного (до 7 мм) перевищення крайок та зазору (до 10 мм) між ними, а також застосування додаткових закладних елементів для заповнення розроблення кромки. Виникненню тріщин в кільцевих швах сприяла присутність в них недопустимих неспроварів у корені шва та несплавлень, обумовлених низькою якістю збирання стикового з'єднання. Розвиток тріщин і формування наскрізного дефекту відбувалося, найбільш імовірно, внаслідок змінного навантаження під час експлуатації нафтопроводу.

Щодо 4-го випадку, то тут були виявлені неконструктивні закладні елементи для заповнення надмірного зазору у зварному з'єднанні газопроводу діаметром 1020 мм, спорудженого з труб, виготовлених з рулонної гарячекатаної сталі 15ГСТЮ. Виявлений наскрізний дефект у кільцевому шві, був орієнтований практично по центру шва та мав довжину приблизно 200 мм (рис. 6, а). На частині шва довжиною 700 мм, до якої входила й ділянка з тріщиною, присутнє зміщення крайок труб у радіальному напрямку (рис. 6, б). Найбільше зміщення крайок (до 5 мм) зафіксовано у зоні тріщини. Саме в частині тріщини, у зоні кореневого шару спостерігалось несплавлення крайок, глибина яко-



Рис. 5. Кільцеве з'єднання нафтопроводу діаметром 720 мм з тріщиною у шві: а – зі сторони зовнішньої поверхні труби; б – з внутрішньої поверхні труби

го досягала 3,5 мм. Із внутрішньої сторони кільцевого з'єднання є ділянки значного витоку металу (на висоту до 7 мм).

Аналізом хімічного складу металу кореневого шару у зоні тріщини виявлено надмірно високий вміст ванадію, до 1,7 % (звичайно вміст ванадію в швах на низьколегованій, або мікролегованій трубній сталі не перевищує 0,1 %). Це свідчить, що під час зварювання кільцевого шва з великим зміщенням крайок застосовували металеві заготовки, з метою запобігання потоку металу в цій ділянці, що призвело до суттєвого підвищення вмісту ванадію у кореновому шарі і виникненню гарячої тріщини по його центру (рис. 6, в).

Приймаючи до уваги вищевикладене причиною руйнування кільцевого стикового зварного з'єднання газопроводу, спорудженого з труб діаметром 1020 мм зі сталі 15ГСТЮ, є тріщина, що утворилась внаслідок використання під час зварювання кореневого шару додаткових сторонніх елементів, зазорів та перевищень крайок, неприпустимих згідно з нормативними документами. Це призвело до локального збагачення (до 1,7 %) ванадієм металу кореневого шва та виникненню тріщини, гарячого походження. Таким чином, можна стверджувати, що в процесі експлуатації газопроводу вона поступово розвивалася в заповнювальних й облицювальних шарах кільцевого шва до формування наскрізного дефекту. Утворенню наскрізного дефекту значною мірою сприяли дефекти у кільцевому шві та недоліки складання крайок, в першу чергу, надмірне, до 5 мм, їх перевищення та недопустимі зазори.

Таким чином, виявлені дефекти, що призвели до відмови газонафтопроводів, за умовами виникнення можна визначити, як дефекти технологічного походження (тобто утворені в зварних з'єднаннях безпосередньо під час виконання скла-

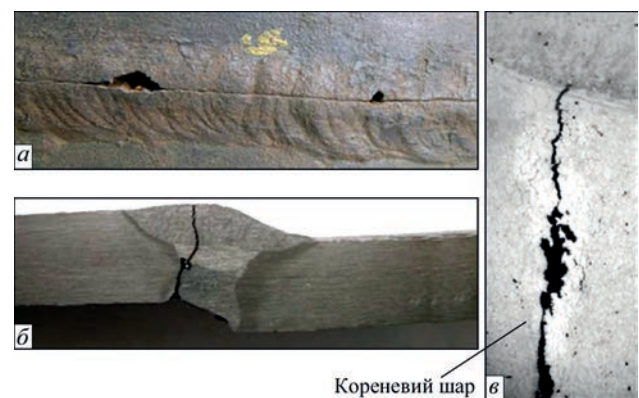


Рис. 6. Тріщина у кільцевому зварному з'єднанні трубопроводу діаметром 1020 мм зі сталі 15ГСТЮ: а – загальний вигляд кільцевого з'єднання з тріщиною; б – тріщина у шві, зміщення кромки у зоні з тріщиною (до 5 мм); в – аномальна структура металу кореневого і заповнювальних шарів монтажного з'єднання (вміст ванадію ~1,7 %), виконаного ручним зварюванням у зоні тріщини



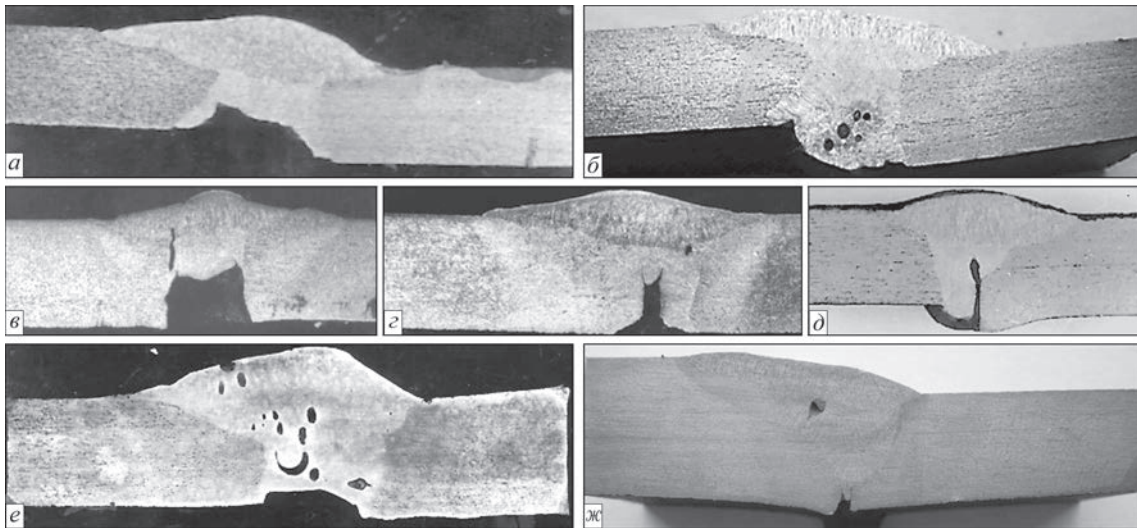


Рис. 7. Дефекти у кільцевих зварних з'єднаннях газонафтопроводів труб розміром: а – 720×9 мм із сталі 17ГС, зміщення кромок, широкий зазор, незаповнення кореневої частини шва; б – 820×9 мм із сталі 19Г, зміщення кромок, широкий зазор, деформовані кінці труб, скупчення пор; в – широкий зазор, відсутність кореневого шару, несплавлення шва з основним металом; г – 720×7,5 мм із сталі 17ГС, непровар в кореновому шарі глибиною 4 мм; д – 720×8 мм зі сталі типу 16ГБ, зміщення кромок, несплавлення (4 мм) в кореневій частині шва; е – 720×9 мм із сталі 19Г, зверхнормований зазор, скупчення пор; жс – різнотовщинне з'єднання із сталі 17Г1С 1020×10 та 1020×14 мм, деформовані торці труб, непровар в кореновому шарі

дально-зварювальних робіт), до яких у першу чергу можна віднести надмірні радіальні зміщення крайок і зазор між ними, що призвело до виникнення непроварів, несплавлень, пор, тріщин, порожнин та інших дефектів, зокрема у зоні кореневого шва.

**Аналіз кільцевих зварних з'єднань газонафтопроводів, що виявлені під час ремонту.** Дефекти що утворилися через порушення технологічного процесу виконання кільцевого шва та розвинулися під час експлуатації. Типові дефекти наведені на рис. 7.

Найчастіше вдавалося ідентифікувати наступні дефекти: радіальне зміщення крайок (рис. 7, а, б, д), надмірний зазор між крайками (рис. 7, а, б, е), непровар кореневого шару (рис. 7, а, в, г, д, жс), несплавлення кореневого чи проміжного шарів (рис. 5, д), пори та шлакові включення (рис. 7, б, е), деформовані торці труб (рис. 7, жс). Слід відзначити, що у більшості випадків виявлені дефекти утворилися внаслідок неякісного виконання операції складання крайок (надмірне їх зміщення або зазор) суміжних труб у процесі будівництва трубопроводів.

Вище зазначалось, що під час дослідження зруйнованих кільцевих зварних з'єднань трубопроводів проводили оцінювання механічних властивостей металу суміжних труб і власне з'єднання, а також його структурні особливості. Ґрунтовно стверджуємо, що в усіх досліджених випадках механічні характеристики металу труб і з'єднань відповідали встановленим нормам, а рівень характеристик чи структурні ознаки не дають підстав вважати їх причинами вищенаведених руйнувань.

## Висновки

1. З'ясовано, що дефекти технологічного походження, які стали причиною руйнування досліджених кільцевих з'єднань, виникли внаслідок порушення вимог до складання крайок (надмірні радіальні зміщення і зазор між ними), що призвело до виникнення тріщин, непроварів, несплавлень, пор тощо, в першу чергу, в кореновому шарі кільцевого шва. У ряді випадків розвитку руйнування також сприяли локальні напруження, що виникли при холодному способі усунення недопустимих зміщень кромок при зварюванні труб, зокрема, під час виконання захльостів.

2. Встановлено, що ні в одному з досліджених випадків рівень механічних властивостей або структурні характеристики металу кільцевих зварних з'єднань, виконаних за технологіями зварювання, що застосовувались під час будівництва газонафтопроводів, не стали причиною їх руйнування.

3. Отримані результати дали змогу скоригувати ряд технологічних рекомендацій щодо вимог та правил виконання складальних та зварювальних робіт під час будівництва та ремонтів магістральних трубопроводів в Україні за останні 20 років.

## Список літератури/References

- Young, A., Andrews, R.M. (2020) Preventing Girth Weld Failure in Pipelines: Measurement of Loads and Application of Assessment Methods, 2020 13th International Pipeline Conference. Virtual, Online, 28–30 вересня. DOI: <https://doi.org/10.1115/ipc2020-9551>.
- Cao, J., Ma, W., Pang, G. et al. (2021) Failure analysis on girth weld cracking of underground tee pipe. *Int. J. of Pressure Vessels and Piping*. 191, 104371. DOI 10.1016/j.ijpvp.2021.104371.



3. Xu, Y., Wu, M., Nie, et al. (2022) Performance inspection and defect cause analysis of girth weld of high steel grade pipeline. *J. of Physics: Conference Series*, 2262(1), 012006. DOI: 10.1088/1742-6596/2262/1/012006.
4. Chen, M.J., Dong, G., Jakobsen, R.A. et al. (2000) Assessment of pipeline girth weld defects. *Y: The Tenth International Offshore and Polar Engineering Conference. OnePetro*.
5. Lihua, Q., Hui, F., Hui, Z. et al. (2018) Effect of welding defects on mechanical properties and fatigue life of girth welds of X80 steel pipe. *Pipeline Technology Conference*.
6. Ma, W.F., Ren, J.J., Zhou, H.P. et al. (2019) Effect of type B steel sleeve rehabilitate girth weld defect on the microstructure and property of X80 pipeline. *Materials Science Forum*, 944, 854-861. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.944.854.
7. ГОСТ 5058-65. *Сталь низколегированная конструкционная*.  
GOST 5058-65: Low-alloyed structural steel [in Russian].
8. ЧМТУ-156-68. *Временные технические условия на трубы электросварные диаметром 1920 мм из стали марки 15ГСТЮ*.  
ChMTU-156-68: *Provisional specifications for electric-welded pipes with a diameter of 1920 mm from 15GSTYu steel grade* [in Russian].
9. СНиП III-42-80. *Строительные нормы и правила. Магистральные трубопроводы*.  
SNiP III-42-80: *Construction norms and regulations. Main pipelines* [in Russian].
10. ВСН 006-89. *Будівництво магістральних і промислових трубопроводів. Зварка*.  
VSN 006-89: *Construction of main and field pipelines. Welding* [in Russian].

## ANALYSIS OF CAUSES OF FAILURE OF SITE WELDED BUTT JOINTS OF MAIN PIPELINES AFTER LONG-TERM OPERATION

L.I. Nyrkova, L.V. Goncharenko

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

In the work on the examples of failure of four pipelines, the authors considered and analyzed the causes of failure of circumferential welded butt joints of main gas pipelines with a long-term service life with a diameter of 530...1420 mm from low-alloy ferritic-perlitic steels of grades 17G1S, 17GS and 15GSTYu, constructed back at the end of the twentieth century. Technical experts assume that, as a rule, accidents are associated with the failure of circumferential butt welded joints produced during assembly. Literature sources give quite limited reliable information about the causes of defects formation that lead to the failure of site welded joints. The authors show that even having provided satisfactory mechanical properties of steels and at the absence of deviations in the chemical composition of welded joints, depressurization of pipelines occurred due to weakening of the weld as a result of defects formation during operation or during construction and assembly works. The defects include pores, lacks of fusion, lacks of penetration, displacement of edges, use of backup elements, etc. that have not been detected by non-destructive testing methods. The obtained results made it possible to adjust a set of technological recommendations on the requirements and rules for performing assembly and welding works during the construction and repair of main pipelines in Ukraine over the last 20 years. 10 Ref., 2 Tabl., 7 Fig.

*Keywords: main gas pipelines, circumferential butt welds, welded joints, failure, technological defects, assembly and welding works, violations*

Надійшла до редакції 06.04.2023

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



# LET'S JOIN THE WORLD!

11. – 15. September, 2023

REGISTER NOW!

## ТЕХНОЛОГІЯ МІГ ЗВАРЮВАННЯ ХРОМИСТОЇ СТАЛІ МАРТЕНСИТНОГО КЛАСУ СА-6NM

А.Р. Гаврик<sup>1</sup>, А.К. Царюк<sup>1</sup>, І.Г. Осипенко<sup>1</sup>, О.В. Линник<sup>2</sup>, О.В. Вавілов<sup>2</sup>, О.Г. Кантор<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>АТ «Українські енергетичні машини». 61037, м. Харків, просп. Московський, 199.

E-mail: [office@ukrenergymashines.com](mailto:office@ukrenergymashines.com)

Досліджено зварюваність мартенситної сталі СА-6NM та розроблено принципову технологію її механізованого зварювання в суміші захисних газів за вимогами до виготовлення відповідальних деталей та вузлів гідротурбінного обладнання, а також заварювання дефектів литва. Відповідно рівню міцності сталі вибрано та всебічно досліджено зварювальний дріт суцільного перерізу діаметром 1,2 мм Thermanit 13/04 Si за EN 12072/G 134 (Німеччина) та один з варіантів захисної суміші Микс 1 (82 % Ar + 18 % CO<sub>2</sub>). Установлено, що для попередження утворення холодних тріщин в зварних з'єднаннях, зварювання цієї сталі необхідно виконувати з попереднім та супутнім підігрівом до 150...200 °C і обов'язковим післязварювальним відпуском при температурі 600 °C. Розроблена технологія дозволяє суттєво підвищити механічні властивості зварних з'єднань металу шва (на 30...35 % вище вимог до рівня показників основного металу хромистої сталі СА-6NM). Проведено атестацію технології, розроблені рекомендації щодо виробничого застосування на АТ «Українські енергетичні машини». Бібліогр. 17, табл. 5, рис. 8.

*Ключові слова:* механізоване зварювання, сталь мартенситного класу, суміш захисних газів, дифузійний водень, холодні тріщини, механічні властивості, структура

**Вступ.** Для виготовлення відповідальних деталей і зварних вузлів гідротурбінного устаткування, що працюють в умовах інтенсивного кавітаційного, корозійного та абразивного зносу в Україні використовуються хромисті сталі, як вітчизняного виробництва марок 06X13H4МД, 06X12H3Д, так і закордонного, зокрема сталь СА-6NM (03X13H5М) [1]. Особливістю виготовлення таких вузлів гідравлічних радіально-осьових турбін є великий різновид окремих типів деталей і зварних конструкцій, що підлягають з'єднанню і включають, наприклад, з'єднання штампованих або литих лопастей, вальцьованих і литих ободів для створення робочого колеса, а також використання зварювання можливих дефектів литва в деталях великої маси до 50 т. Разом з тим виготовлення зварно-литих конструкцій потребує технології з'єднання з іншими марками сталей того ж класу (06X12H3ДЛ, 06X12H4МЛ) за умов великих товщин та значної жорсткості деталей. При цьому потрібно збереження високих механічних властивостей зварних з'єднань цих марок сталей, та необхідно орієнтуватись на вимоги сталі СА-6NM. Сьогодні при виготовленні зварних деталей і вузлів гідротурбінного обладнання зі хромистих сталей мартенситного класу, в тому числі й для зварювання дефектів литва на АТ «Українські енергетичні машини» в основному застосовується ручне дугове електрозварювання покритими електродами і механізоване зварювання в CO<sub>2</sub>, яким властивий ряд недоліків [2–4]. З урахуванням зва-

рювально-технологічних властивостей механізоване зварювання, наприклад в суміші захисних газів (Ar + CO<sub>2</sub>) має значні переваги в порівнянні з вищезгаданими процесами [5, 6]. При зварюванні у суміші газів 82 % Ar + 18 % CO<sub>2</sub> відсутня область режимів з короткими замиканнями дугового проміжку (існує лише область з краплинним переносом та область зі струминним переносом). При цьому зменшуються втрати електродного металу на вугар і розбризкування, поліпшується якість формування зварних швів, підвищується стійкість проти утворення пор і технологічна міцність, знижується трудомісткість при зачистці з'єднання від бризок, а також є реальна можливість підвищити показники механічних властивостей зварних з'єднань.

Тому розробка і впровадження механізованого зварювання в суміші захисних газів при виготовленні компонентів гідротурбінного обладнання із хромистої мартенситної сталі та заварюванні дефектів литва є актуальною задачею. В зв'язку з цим метою даної роботи було дослідження і розробка науково обґрунтованих положень технології механізованого зварювання в суміші захисних газів сталі СА-6NM, що дозволяють підвищити технологічну міцність, зокрема опір зварних з'єднань утворенню холодних тріщин та забезпечити їх високі службові властивості.

**Матеріали та методики проведення експериментів і досліджень.** Хімічний склад хромистих

Гаврик А.Р. – <https://orcid.org/0000-0002-0793-2754>, Царюк А.К. – <https://orcid.org/0000-0002-5762-5584>,

Осипенко І.Г. <https://orcid.org/0000-0002-9969-7375>

© А.Р. Гаврик, А.К. Царюк, І.Г. Осипенко, О.В. Линник, О.В. Вавілов, О.Г. Кантор, 2023

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваних сталей, мас. %

Марка сталі	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S		P		Інші елементи
							не більш		не більш		
Сталь 06X12H3Д за ТУ 1081425-86	≤ 0,06	≤ 0,3	≤ 0,06	12,0...13,5	2,8...3,2	–	0,025	0,025	0,025	0,025	Cu–0,50–1,10 W+V
Сталь СА-6NM у стані постачання (дані Інституту електрозварювання ім. С.О. Патона (ІЕЗ))	0,037	0,20	0,43	11,81	3,9	0,47	0,016	0,017	0,017	0,017	–

сталей марок 06X12H3Д і СА-6NM, які розглядаються в роботі, наведено у табл. 1.

При виборі зварювального дроту орієнтувалися на його відповідність хімічному складу основного метала, тобто можливості використання його для сталей мартенситного класу з 13 % хрому. Окрім відповідності хімічного складу, зварювальний дріт при механізованому зварюванні повинен забезпечувати вимоги рівномірності за механічними властивостями – забезпечення рівномірності за всіма показниками з матеріалом, що використовується для зварювання.

На основі аналізу ринку пропозицій зварювальних матеріалів було обрано суцільний дріт діаметром 1,2 мм марки Thermanit 13/04 Si виробництва «Thyssen» (Німеччина). Хімічний склад дроту наведено в табл. 2. Попередня оцінка його зварювально-технологічних властивостей при механізованому зварюванні в суміші газів Микс 1 показала високу стабільність при зварюванні у всіх просторових положеннях з відмінним формуванням швів, незначним розбризуванням та відсутністю будь-якого типу дефектів. Результати дослідження хімічного складу наплавленого металу у 7-му шарі наведено в табл. 2. Як бачимо він характеризується низьким вмістом таких шкідливих домішок, як сірка та фосфор та близький до хімічного складу сталі СА-6NM.

Вимоги Інструкції ГТИ-407-2018 [1] до механічних властивостей основного метала та металу шва наведено в табл. 3.

При виконанні даної роботи було використано наступні методики дослідження:

Таблиця 2. Хімічний склад дроту та наплавленого металу, мас. %

Об'єкт дослідження	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P	Інші елементи
Дріт Thermanit 13/04Si EN12072/G 13/4	0,03	0,8	0,7	13,0	4,7	0,5	–	–	–
Наплавлений метал, виконаний дротом Thermanit 13/04S (дані ІЕЗ)	0,03	0,36	0,36	12,0	3,8	0,27	0,010	0,005	–

Таблиця 3. Вимоги до механічних властивостей основного та наплавленого металу

Об'єкт дослідження	Межа міцності $\sigma_b$ , МПа	Межа плинності $\sigma_p$ , МПа	Відносне подовження $\delta$ , %	Відносне звуження $\psi$ , %	Ударна в'язкість Дж/см <sup>2</sup> при 20 °С		Твердість, НВ
					KCU	KCV	
Сталь 06X12H3Д (для порівняння)	690	540	14,0	30,0	59	49	187...275
Сталь СА-6NM	755	550	15,0	35,0	≥ 50	–	–
Наплавлений метал (дріт Thermanit 13/04Si по EN 15971*)	800	≥ 680	≥ 15	–	–	≥ 50	250

Примітка. \*після високого відпуску при 600 °С протягом 8 год.

- спиртова методика дослідження зразка «карандашної проби», який виготовляється шляхом вилування зварювальної ванни у роз'ємну мідну виливницю [7] для визначення концентрації дифузійного водню в наплавленому металі (методика застосовується у суднобудуванні);

- методика відновленого плавлення зразка в потоці високочистого газу-носія концентрації залишкових газів у металі відлитих проб;

- методика визначення еквіваленту шкідливих домішок у металі шва [8], для оцінки спільного впливу концентрації кисню, сірки і фосфору  $[P_E] = [O] + 0,8 [S] + 0,7 [P]$ , де: [O], [S], [P] – концентрації кисню, сірки та фосфору;

- методика кількісної оцінки схильності зварних з'єднань до утворення холодних тріщин (метод Імплант), яка передбачає оцінку характеристик міцності при уповільненому руйнуванні зразків-вставок [9];

- методика якісної оцінки схильності зварних з'єднань до утворення холодних тріщин [10];

- металографічні дослідження мікроструктури зварних з'єднань проводили за допомогою оптичного світлового мікроскопу марки «Neophot-32» з приєднаним до нього оптичним модулем на основі цифрової фотокамери типу «Olympus C-5060» для фотофіксації зображень мікроструктур і неметалічних включень;

- методика травлення макрошліфів зварних з'єднань у 30%-му водному розчині хлорного заліза (FeCl<sub>3</sub>);

- електролітичне травлення мікрошліфів у 10%-му водному (дистильована вода) розчи-



ні хромової кислоти. Режим травлення: напруга 12...15 В, час травлення 10...15 с. Виявлення мікроструктури проводиться з переполіровою поверхні шліфа на сукні з нанесенням на нього порошком окису хрому;

- визначення твердості металу зварних з'єднань проводилось на приборі ТП-5.

**Результати досліджень та їх обговорення.** Забезпечення мінімальної газонасиченості металу шва одна із найважливіших зварювально-технологічних властивостей зварювальних матеріалів. Особливо помітний вплив на технологічну міцність металу шва та зони термічного впливу (ЗТВ) має дифузійно-рухливий водень. Визначена концентрація  $H_d$  дифузійно-рухомого водню в металі шва, наплавленого досліджуваним дротом. Установлено, що середнє значення  $H_d$  знаходиться на дуже низькому рівні ( $< 0,1 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  наплавленого металу). Звернули також особливу увагу на вміст кисню у наплавленому металі, оскільки в основному металі це визначає об'ємну частку неметалевих включень, а в наплавленому металі є одним із ключових факторів ударної в'язкості металу шва. Результати дослідження насиченості металу шва такими газами, як кисень, азот та залишковий водень наведені в табл. 4. Вони свідчать, що вміст газів у наплавленому металі при різних способах зварювання практично однаковий та задовольняє поставленим вимогам.

Як відомо шкідливі домішки (сірка, фосфор, кисень) мають спільний негативний вплив на пластичні властивості та ударну в'язкість металу шва. За методикою в роботі [8] введено поняття еквівалента шкідливих домішок  $[P_E]$ . Введення поняття еквівалента шкідливих домішок дозволяє звести множинну кореляцію до двох змінних і порівнювати окрихчення на металі шва у вигляді окисних включень, сірки і фосфору, незважаючи на існуючі відмінності в поведінці цих домішок. Установлено, що суттєве падіння пластичності спостерігається при  $[P_E] \geq 0,08 \%$ , одночасно з цим зростає тимчасовий опір розриву [8]. При підрахунку кисню та вмісту сірки та фосфору в наплавленому металі дротом «Thermanit 13/04 Si» у суміші захисного газу Микс 1  $[P_E]$  дорівнює 0,07 %. Це свідчить, що внаслідок такої активної дії кисню відбувається значне вигорання сірки та фосфору, що дозволяє отримати  $P_E$  допустимої величини для застосування механізованого зварювання зазначеним зварювальним дротом. Таким

чином, хімічний склад металу шва, концентрація в ньому дифузійного водню і вміст газів ( $O_2$ ,  $N_2$  і  $H$ ) цілком відповідають поставленим вимогам і повинні сприяти високій тріщиностійкості і необхідному рівню механічних властивостей зварних з'єднань сталі СА-6NM (табл. 3).

Зварюваність сталей мартенситного класу з часткою хрому 13 % характеризується підвищеною схильністю з'єднань до утворення холодних тріщин. Визначальна роль цього явища відводиться мартенситному перетворенню, підвищеному вмісту водню та вуглецю [13]. У результаті термічного циклу зварювання сталі мартенситного класу зазнають загартування, метал ЗТВ стає більш твердим, міцним та крихким [14]. Для виключення можливості утворення холодних тріщин авторами робіт [15–16] рекомендується забезпечувати мінімальний вміст вуглецю та азоту в основному та присадному матеріалі, при цьому у шві повинно бути не більше 10 %  $\delta$ -фериту. Цьому сприяє підвищений вміст нікелю до 4...5 %. Максимальний вміст вуглецю та азоту в основному металі та зварювальних матеріалах може бути обмежений до рівня 0,02...0,03 %, а марганець і кремній зазвичай становить до 0,6...0,7 %. Оптимальний вміст нікелю не більше 5 % [17] також збільшує вміст високо пластичних складових у структурі зварних з'єднань.

Для сталей, що гартуються, доцільно оцінювати цикл охолодження в інтервалі від 500 до 300 °С, що відображає термкінетичні особливості перетворення аустеніту в мартенситно-бейнітної області. Також дуже важливими для технологічної міцності є умови охолодження металу ЗТВ після завершення фазового перетворення від ~ 200 до 100 °С. Уповільнене охолодження при цих температурах забезпечує розвиток дифузійних процесів, з якими пов'язані низькотемпературна відпустка мартенситу та вихід атомарного водню із зони можливого утворення тріщин.

Визначення фактичних швидкостей охолодження металу ЗТВ у зазначених інтервалах представляло інтерес при дослідженні схильності сталі СА-6NM до уповільненого руйнування. Для оцінки схильності сталі СА-6NM до холодних тріщин і визначення необхідної температури попереднього підігріву при механізованому зварюванні дротом діаметром 1,2 марки «Thermanit 13/04 Si» у суміші захисних газів Микс 1 проводили ряд дослідів за методикою «Імплант»

Таблиця 4. Зміст залишкових газів у наплавленому металі

Наплавлений метал	[O], мас. %	[N], мас. %	[H], мл/100 г Ме
У суміші 82 % Ag + 18 % CO, при зварюванні дротом Thermanit 13/04 Si	0,059	0,043	2,46
При зварюванні в 100 % CO, [11]	0,063...0,078	0,021	1,1
Ручне зварювання електродами ЦЛ-20М діаметром 4 мм [11]	0,0307	0,012	1,4
Автоматичне зварювання під флюсом АН-43М [12]	0,054	0,0138	1,6

при різних температурах попереднього підігріву (100, 150, 200 і 250 °С) і без підігріву, а також при різному рівні навантаження зразків-вставок. Зварювання виконували на режимі  $I_{зв} = 180...200$  А,  $U_d = 24...26$  В, витрата газу 1000 л/год одним нитковим швом (валиком).

Швидкість охолодження ЗТВ металу вставки визначали за термічним циклом (ТЦ), зварювання записували до  $T = 100$  °С. Швидкість охолодження в інтервалах  $T = 600...500$ ;  $500...300$  і  $200...100$  °С, що позначаються відповідно  $w_{6/5}$ ,  $w_{5/3}$  і  $w_{2/1}$ , визначали розрахунково-графічним способом по кривій ТЦ. Подібно обробляли 2-3 криві різних ТЦ, отримані при одній і тій самій температурі підігріву, та за отриманими показниками знаходили середнє значення швидкості охолодження.

Результати оцінки схильності до уповільненого руйнування зварних з'єднань сталі СА-6 NM представлені на рис. 1. З графіка можна визначити, що відсутність схильності до холодних тріщин при механізованому зварюванні дротом марки Thermanit 13/04 Si в суміші газів Микс 1 забезпечується підігрівом основного металу до температури 150 °С. Встановлено, що рівень критичної напруги вище межі плинності забезпечується при попередньому підігріві 150...200 °С. Отже, зварювання необхідно виконувати після попереднього підігріву на рівні 150...200 °С.

Якісну оцінку схильності зварних з'єднань до утворення холодних тріщин здійснювали шляхом зварювання першого кореневого проходу в стиковому жорсткому з'єднанні (рис. 2) при температурах попереднього підігріву, оптимальна величина яких була визначена за методом Імплант. Такою температурою була прийнята величина 150 °С.

Після охолодження до кімнатних температур і витримки протягом 48 год зварні жорсткі проби розрізали на поперечні темплети. Поверхні зварних з'єднань вивчалися на предмет виявлення тріщин. Попередній підігрів зварних з'єднань вище 150 °С дозволяє виключити утворення тріщиноподібних дефектів.

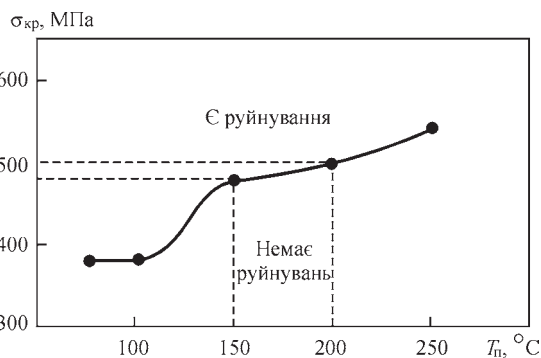


Рис. 1. Крива критичної напруги руйнування для сталі СА-6NM в залежності від температури підігріву

**Дослідно-промислова перевірка результатів досліджень.** З метою дослідження структури та механічних властивостей металу шва зварних з'єднань сталі СА-6NM, виконаних механізованим зварюванням у суміші захисних газів, були підготовлені та зварені стики, розміром 200×300×30 та 200×300×40 мм. На рис. 3 представлено форму оброблення кромки для напівавтоматичного зварювання в захисних газах з розмірами, відповідними типу TP-6 за ДСТУ EN 9692-1:2014.

Зварювання дослідного стика виконувалося з попереднім та супутнім підігрівом до температури 150 °С. Режим зварювання кореневого проходу:  $I_{зв} = 120...140$  А,  $U_d = 19...22$  В, витрата захисного газу 600 л/год. Для заповнення обробки режим збільшувався  $I_{зв} = 180...200$  А,  $U_d = 24...26$  В, витрата газу до 1000 л/год. Після виконання зварювання проводилася термічна обробка стика у вигляді відпуску за температури 600 °С протягом чотирьох годин, з подальшим розрізанням стика на темплети, з яких виготовлялись зразки для механічних випробувань. При дослідженні механічних властивостей металу шва випробування на статичне розтягнення проводилися на зразках, вирізаних з металу шва вздовж шва. При дослідженні зварних з'єднань зразки вирізалися поперек шва з серединою зразка на лінії сплавлення. Для статичного загину при нормальній температурі кут загину зразків зварних з'єднань повинен бути не нижче, чим для основного металу. Випробування металу шва на ударний вигин зразків з круглим надрізом (KCU) проводили при кімнатній температурі. Випробування зразків на ударний

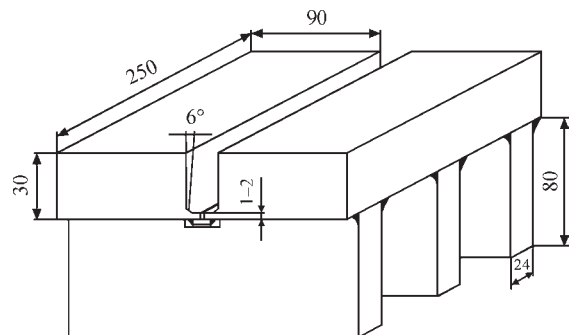


Рис. 2. Жорстка проба для виконання зварного стикового з'єднання сталі СА-6NM

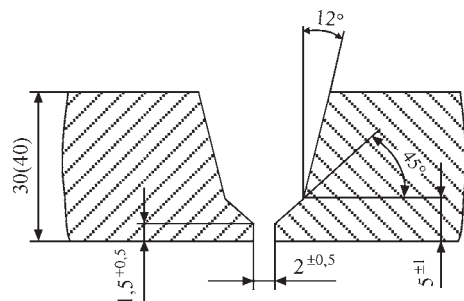


Рис. 3. Форма обробки кромки з'єднання сталі СА-6NM для механізованого зварювання

Таблиця 5. Результати механічних випробувань

Об'єкт дослідження	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_r$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	Ударна в'язкість, Дж/см <sup>2</sup> при 20 °С		Кут загину, град	Твердість HB
					KCU	KCV**		
Шов*	870,2...884,1	710,5...725,2	15,5...15,9	56,8...60,1	86,7...89,6...98,8	68,7...78,5... 80,7	–	235...250
Зварне з'єднання*	814,3...827,7	–	–	–	–	–	130	–

Примітка. \*після високого відпуску при 600 °С протягом 4 год. \*\*при – 40 °С KCV становить 53,9... 59,7...59,9.

вигин з гострим надрізом (KCV) проводили в інтервалі температур від + 20 до – 40 °С. Результати механічних випробувань металу шва та зварного з'єднання сталі СА-6NM, наведено в табл. 5.

Таким чином, механічні характеристики металу шва і зварного з'єднання сталі СА-6NM, виконаного механізованим зварюванням у суміші захисних газів Микс 1 з використанням дроту «Thermanit» 13/04 Si, цілком задовольняють вимогам до зварних з'єднань сталі СА-6NM (див. табл. 3).

Металографічні дослідження проводилися з метою оцінки якості основного металу, зварних з'єднань та металу шва, а також структурних змін, що є результатом процесу зварювання та термічної обробки. Макрошліф повного перерізу із зварного з'єднання після термічної обробки показаний на рис. 4.

Для мікродосліджень із зварних з'єднань після термообробки вирізались мікрошліфи для дослідження мікроструктури.

Досліджувались мікроструктури металу шва, ЗТВ та основного металу.

Як видно з приведених зображень на рис. 5 розподіл неметалевих включень у металі шва досить рівномірний. Вони є одиночними та дрібними оксидами і силікатами розміром 0,5...0,9 мкм. Для порівняння на рис. 6 наведені неметалеві включення в металі шва, виконаного дуговим ручним зварюванням електродами FOX CN 13/4 (BÖHLER), що представляють собою оксиди та силікати розміром 1,3...2,3 мкм.

Неметалеві включення в основному металі сталі СА-6NM показані на рис. 7, являють собою одиночні оксиди розміром 1,0...2,5 мкм і окисиди сульфідів розміром 4...15 мкм.



Рис. 4. Макрошліф зварного з'єднання сталі СА-6NM

Структурні особливості різних ділянок зварного з'єднання сталі СА-6NM розглянуті для стану після зварювання та відпуску 600 °С чотири години. Метал шва у верхній, середній та нижній частинах має бейнітно-мартенситну структуру. Структура ЗТВ сталі СА-6NM у верхній, середній



Рис. 5. Неметалеві включення та їх розмір у металі шва, виконаного дротом «Thermanit» 13/04 Si у захисній газовій суміші Микс 1: а – верхня частина шва,  $\times 1000$ ; б – середня частка шва,  $\times 1000$ ; в – нижня (коренева) частка шва



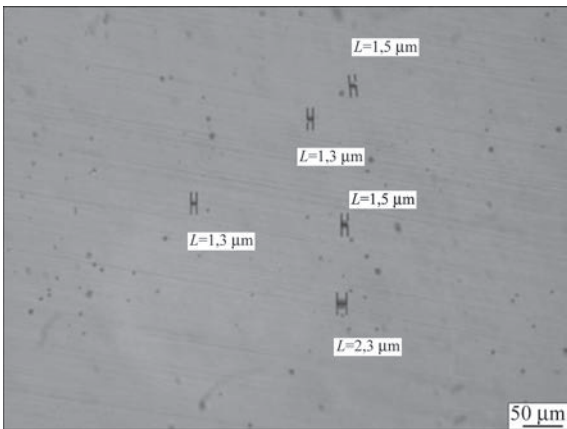


Рис. 6. Неметалічні включення та їх розмір у металі шва, виконаного електродами FOX CN 13/4

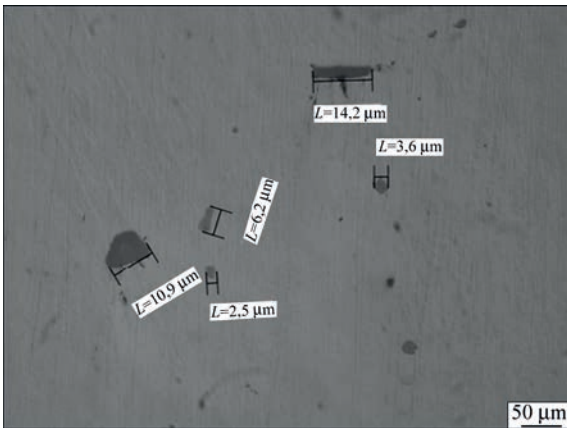


Рис. 7. Неметалічні включення та їх розмір у сталі CA-6NM та нижній частинах являє собою бейніт та мартенсит із крапленнями зернограничного фериту. Структура основного металу на віддаленні від шва бейнітно-мартенситна з виділеннями зернограничного фериту. Розподіл твердості у зварному з'єднанні сталі CA-6NM у стані після термічної обробки показано на рис. 8.

Таким чином, на підставі проведених металографічних досліджень, показано, що в металі шва наплавленому механізованим способом в газовій суміші Микс 1 дротом Thermanit 13/04 Si такі дефекти як пори, непровари, шлакові включення і тріщини відсутні. Також показано, що характер розподілу неметалевих включень у наплавленому

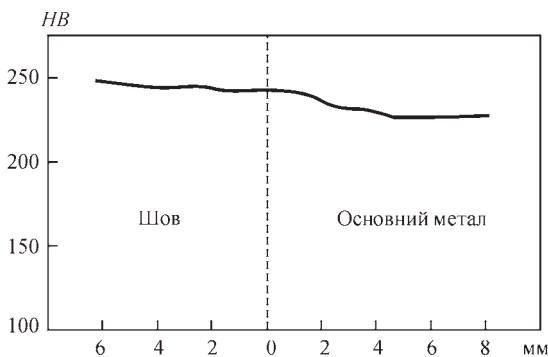


Рис. 8. Розподіл твердості у зварному з'єднанні сталі CA-6NM

металі при зварюванні в суміші Микс 1 однорідніший порівняно з металом, наплавленим електродами FOX CN 13/4. При цьому розмір включень менший, що позитивно впливає на механічні властивості шва. Структура металу шва досить однорідна, складається з бейніту та мартенситу, що цілком відповідає даному класу матеріалу. У стані після відпуску 600 °C протягом чотирьох годин метал шва має твердість у межах 240...250 HB. ЗТВ має структуру, характерну для сталі CA-6NM (бейніт + мартенсит) з окремими виділеннями зернограничного фериту та твердість у межах 230...240 HB. Твердість металу шва і ЗТВ задовольняє вимогам до зварних з'єднань сталі CA-6NM.

Результати виконаних досліджень використані для атестації запропонованої технології механізованого зварювання в суміші захисних газів Микс 1 сталі CA-6NM. Атестація показала реальну можливість застосування цієї технології для зварювання та заварки дефектів литва деталей та вузлів гідротурбінного устаткування.

### Висновки

Досліджено зварюваність мартенситної сталі CA-6NM та розроблено принципову технологію її механізованого зварювання в суміші захисних газів за вимогами до виготовлення відповідальних деталей та вузлів гідротурбінного обладнання, а також заварювання дефектів литва. Відповідно рівню міцності сталі вибрано та всебічно досліджено зварювальний дріт суцільного перерізу діаметром 1,2 мм Thermanit 13/04 Si за EN 12072/G 134 (Німеччина) та один з варіантів захисної суміші Микс 1 (82 % Ar + 18 % CO<sub>2</sub>). Обґрунтована доцільність застосування для зварних з'єднань хромистої сталі CA-6NM попереднього і супутнього підігрівів до температури 150...200 °C та виконання післязварювальної термічної обробки – відпуску за температури 600 °C. Розроблена технологія МІГ зварювання дозволяє суттєво підвищити технологічну міцність та механічні властивості зварних з'єднань на 30...35 % від рівня вимог до показників основного металу хромистої сталі CA-6NM. Проведено атестацію технології, розроблені рекомендації щодо виробничого застосування на АТ «Українські енергетичні машини».

### Список літератури

1. Инструкция ГТИ-407-2018 (2018) *Турбины гидравлические. Технические требования по качеству изготовления сварно-литых рабочих колес радиально-осевых гидротурбин*. Харьков, ОАО «Турбоатом».
2. Воличенко Н.П., Цебренько Э.К. (2009) Сварка в турбостроении Украины. *Сварщик*, 2, 66.
3. Патон Б.Е. (2013) Исследования и разработки ИЭС им. Е.О. Патона для современной энергетики. *Автоматическая сварка*, 4, 12–20.
4. Царюк А.К., Левченко С.В., Гришин М.М. та ін. (2020) Зварювання в енергетичній промисловості України. *Автоматичне зварювання*, 3, 29–34.

- Римский С.Т. (2006) *Руководство по технологии механизированной сварки в защитных газах*. Киев, ЭкоТехнология.
- Кононенко В.Я. (2007) *Сварка в среде защитных газов плавящимся и неплавящимся электродом*. Киев, Тов. «Нико-Принт».
- Козлов Р.А. (1986) *Сварка теплоустойчивых сталей*. Ленинград, Машиностроение.
- Потапов Н.М. (1976) *Основы выбора флюсов при сварке сталей*. Москва, Машиностроение.
- Sawhill, J.M., Dix, A.W., Savage, W.F. (1974) Modified Implant Test for Studying Delayed Cracking. *Welding Journal*, **12**, 554–560.
- Касаткин Б.С., Мусяиченко В.Ф. (1970) *Низколегированные стали высокой прочности для сварных конструкций*. Киев, Техника.
- Анохов А.Е., Земскова М.С. и др. (1974) Проверка эксплуатационной надежности стыков трубопроводов, выполненных полуавтоматической сваркой в CO<sub>2</sub>. *Автоматическая сварка*, **8**, 43–46.
- Царюк А.К., Иваненко В.Д., Козловец О.Н. (1995) Влияние чистоты сварочных материалов на свойства металла швов соединений теплоустойчивой стали 15X1M1Ф. *Там же*, **5**, 45–46.
- Bilmes, P.D., Llorente, C., Perez, Ipina J. (2000) Toughness and microstructure of 13Cr4NiMo high-strength steel welds. *Journal of Materials Engineering and Performance*, **9**(6), 609–615.
- Casas, W.J.P., Henke, S.L., Novicki, N. (2009) Fracture toughness of CA6NM alloy, quenched and tempered, and of its welded joint without PWHT. *Welding International*, **23**(3), 166–172.
- Рымкевич А.И. (1980) Сварка низкоуглеродистой 13 % хромистой стали для получения однородных и разнородных соединений. *Сварочное производство*, **9**, 1–12.
- Рымкевич А.И. (1986) Выбор электродов для сварки высокопрочных коррозионноустойчивых сталей. *Автоматическая сварка*, **6**, 57–60.
- Bilmes, P.D. et al. (2009) Microstructure, heat treatment and pitting corrosion of 13CrNiMo plate and weld metals. *Corrosion Science*, **51**(4), 876–81.
- Volichenko, N.P., Tsebrenko, E.K. (2009) Welding in turbine construction of Ukraine. *Svarshchik*, **2**, 66 [in Russian].
- Paton, B.E. (2013) Research and developments of the E.O.Paton Electric Welding Institute for nowadays power engineering. *The Paton Welding J.*, **10-11**, 14–22.
- Tsaryuk, A.K., Levchenko, E.V., Grishin, M.M. et al. (2020) Welding in power engineering industry of Ukraine. *The Paton Welding J.*, **3**, 19–24.
- Rimsky, S.T. (2006) *Guide on mechanized shielded-gas welding*. Kyiv, Ekotekhnologiya [in Russian].
- Kononenko, V.Ya. (2007) *Shielded-gas consumable and non-consumable electrode welding*. Kyiv, Niko-Print [in Russian].
- Kozlov, R.A. (1986) *Welding of heat-resistant steels*. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
- Potapov, N.M. (1976) *Principles of flux selection in welding of steels*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
- Sawhill, J.M., Dix, A.W., Savage, W.F. (1974) Modified implant test for studying delayed cracking. *Welding J.*, **12**, 554–560.
- Kasatkin, B.S., Musiyachenko, V.F. (1970) *High-strength low-alloyed steels for welded structures*. Kyiv, Tekhnika [in Russian].
- Anokhov, A.E., Zemskova, M.S. et al. (1974) Verification of serviceability of butt joints of pipelines made by semiautomatic CO<sub>2</sub>-welding. *The Paton Welding J.*, **8**, 43–46.
- Tsaryuk, A.K., Ivanenko, V.D., Kozlovets, O.N. (1995) Influence of welding material purity on properties of weld metal of heat-resistant steel 15Kh1M1F joints. *Ibid.*, **5**, 45–46 [in Russian].
- Bilmes, P.D., Llorente, C., Perez, Ipina J. (2000) Toughness and microstructure of 13Cr4NiMo high-strength steel welds. *J. Mater. Eng. and Performance*, **9**(6), 609–615.
- Casas, W.J.P., Henke, S.L., Novicki, N. (2009) Fracture toughness of CA6NM alloy, quenched and tempered, and of its welded joint without PWHT. *Welding International*, **23**(3), 166–172.
- Rymkevich, A.I. (1980) Welding of low-alloyed 13% chromium steel for producing of uniform and dissimilar joints. *Svarochn. Proizvodstvo*, **9**, 1–12 [in Russian].
- Rymkevich, A.I. (1986) Selection of electrodes for welding of high-strength corrosion-resistant steels. *Avtomatich. Svarka*, **6**, 57–60 [in Russian].
- Bilmes, P.D. et al. (2009) Microstructure, heat treatment and pitting corrosion of 13CrNiMo plate and weld metals. *Corrosion Sci.*, **51**(4), 876–81.

## References

- Instruction GTI-407-2018 (2018) *Hydraulic turbines. Technical requirements on quality of producing the cast welded wheels of radial-flow turbines*. Kharkov, Turboatom [in Russian].
- JSC “Ukrainian Energy Machines”. 199 Moskovsky Ave., 61037, Kharkiv, Ukraine. E-mail: office@ukrenergymachines.com

## TECHNOLOGY OF MIG WELDING OF CHROMIUM STEEL OF MARTENSITIC GRADE CA-6NM

A.R. Gavryk<sup>1</sup>, A.K. Tsaryuk<sup>1</sup>, I.G. Osypenko<sup>1</sup>, O.V. Lynnyk<sup>2</sup>, O.V. Vavilov<sup>2</sup>, O.G. Kantor<sup>2</sup>

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

E-mail: tsaryuk@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>JSC “Ukrainian Energy Machines”. 199 Moskovsky Ave., 61037, Kharkiv, Ukraine. E-mail: office@ukrenergymachines.com

The weldability of the martensitic steel CA-6NM was investigated and the fundamental technology of its mechanized welding in a mixture of shielding gases was developed according to the requirements for the manufacture of critical parts and assemblies of the hydro-turbine equipment, as well as rewelding of casting defects. According to the strength level of the steel, the welding wire Thermanit 13/04 Si of a solid cross-section with a diameter of 1.2 mm and one of the variants of the protective mixture Mix 1 (82 % Ar + 18 % CO<sub>2</sub>) were selected and comprehensively investigated according to EN 12072/G 134 (Germany). It was established that in order to prevent the formation of cold cracks in welded joints, it is necessary to perform welding of this steel with a preliminary and accompanying heating up to 150...200 °C and a mandatory postweld tempering at a temperature of 600 °C. The developed technology provides a significant improvement in mechanical properties of welded joints of weld metal (by 30...35 % higher than specified by the requirements to the level of the base metal of chromium steel CA-6NM). Certification of the technology was carried out and recommendations for its production use at the JSC “Ukrainian Energy Machines” were worked out. 17 Ref., 5 Tabl., 8 Fig.

*Keywords: mechanized welding, martensitic steel, mixture of shielding gases, diffusion hydrogen, cold cracks, mechanical properties, structure*

Надійшла до редакції 11.04.2023

# ЗАСТОСУВАННЯ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ЗВАРЮВАННЯ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ПАКЕТІВ ЛОПАТОК ТЕПЛОФІКАЦІЙНИХ ПАРОВИХ ТУРБІН

Ю.В. Орса, В.М. Нестеренков, В.І. Загорніков, М.О. Русиник

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: zagora1954@gmail.com

Запропоновано промислову технологію виготовлення пакетів лопаток парових турбін із жароміцної високолегованої сталі мартенситного класу марки 18X11МНФБ-Ш. У дослідне виробництво було впроваджено технологічний процес, що дозволив вирішити проблему зварювання пакетів лопаток завтовшки 120 мм. Розроблено технологічне оснащення, необхідне для позиціонування деталей пакета в процесі збирання та зварювання. Представлено результати експериментальних досліджень зварюваності електронним променем жароміцної сталі мартенситного класу. Встановлено, що попередній підігрів до 200...250 °С розфокусованим електронним променем у вакуумній камері пакетів лопаток дозволяє отримати вищі пластичні властивості зварних з'єднань. Вказано необхідні параметри режимів термообробки після зварювання для зняття внутрішніх напруг та забезпечення необхідних механічних властивостей виробу. Бібліогр. 9, табл. 1, рис. 9.

*Ключові слова:* пакет лопаток, жароміцна сталь, електронно-променеве зварювання, термообробка

**Вступ.** Робочі лопатки є одними з найбільш відповідальних частин парової турбіни, що визначають багато в чому її надійність та термін служби. Вони піддаються напругам від розтягування і від вигину, що викликано дією відцентрових сил, а також сил, що виникають внаслідок зміни напрямку руху газу в міжлопаткових каналах. З метою підвищення вібраційної надійності турбіни її робочі лопатки в кількості від 2 до 5 штук з'єднуються за допомогою зварювання в пакети. Очевидно, що наявність будь-яких дефектів у зварних з'єднаннях, розташованих у хвостовій частині пакета, утворює складності при кріпленні його до ротора турбіни, є неприпустимими. У даній статті розглядаються лопатки першого ступеня ротора з цільно-фрезерованим профілем, зварені в пакет між собою встик по бандажній та хвостовій частинах. У світовій практиці парового турбобудування зварювання робочих лопаток у пакети застосовується вже кілька десятиліть, у тому числі зі застосуванням електронно-променевого зварювання [1]. Застосування електродугового зварювання пов'язане з наплавленням великого об'єму металу, що призводить до значних залишкових деформацій парових каналів лопаткових апаратів. Замість електродугового зварювання, що дає порівняно масивні (об'ємні) шви та утворює проблеми деформацій форми зварних виробів, застосовують електронно-променеве зварювання (ЕПЗ), яке дає більш якісний зварний шов без ефекту короблення. Високий вакуум у камері електронно-променевої машини сприяє високій металургійній чистоті зварювальної ванни за рахунок її інтенсивної дегазації.

У сучасних паротурбінних установках, що працюють при високих тисках і температурах до 600 °С, при виготовленні пакетів лопаток широко використовуються високохромисті жароміцні сталі мартенситного класу марок 15X11МФ-Ш, 18X11МНФБ-Ш та 20X12ВНМФ-Ш. Їх зварювання пов'язане з відомими труднощами щодо забезпечення необхідних фізико-механічних і службових властивостей зварних з'єднань. Особливістю зварювання названих сталей є: схильність до уповільненого руйнування та знеміцнення в біляшовній зоні, гарячих тріщин, а також нестабільне формування електронно-променевих швів глибиною понад 60 мм, що супроводжується утворенням корневих дефектів та раковин [2].

У відомих роботах [1, 3] застосування електронно-променевого зварювання пакетів лопаток обмежувалося загальною товщиною хвостової частини 50...60 мм. Конструкція сучасних парових турбін потребує з'єднання пакетів лопаток з товщиною хвостової частини до 120 мм. Таким чином, розробка технології ЕПЗ товстостінних конструкцій з жароміцної високохромистої сталі є актуальним та затребуваним промисловістю завданням. Метою цієї роботи була оптимізація технології зварювання пакетів лопаток із жароміцної високохромистої сталі мартенситного класу 18X11МФБ-Ш завтовшки 120 мм.

**Матеріали та обладнання, які застосовуються при виготовленні пакетів лопаток парових турбін.** У цій роботі розглянуто приклад зварювання пакету лопаток з жароміцної високолегованої хромистої сталі марки 18X11МФБ-Ш (ЕП-291). Вона

Нестеренков В.М. – <https://orcid.org/0000-0002-7973-1986>, Орса Ю.В. – <https://orcid.org/0000-0002-1208-4171>,

Загорніков В.І. – <https://orcid.org/0000-0003-0456-173X>, Русиник М.О. – <https://orcid.org/0000-0002-7591-7169>

© Ю.В. Орса, В.М. Нестеренков, В.І. Загорніков, М.О. Русиник, 2023



Таблиця. Хімічний склад сталі марки 18X11МФБ-Ш, мас. %

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	Nb	V
0,15...0,21	до 0,6	0,6...1,0	0,5...1,0	до 0,025	до 0,03	10...11,5	0,8...1,1	0,2...0,45	0,2...0,4

застосовується для виготовлення робочих і соплових лопаток парових турбін при робочій температурі пари до 600 °С. Хімічний склад сталі представлений у таблиці.

Відомо, що сталь цієї марки важкозварювана, мартенситного класу та вимагає виконання попереднього підігріву. Для забезпечення необхідних службових властивостей отримані зварні з'єднання підлягають обов'язковій термообробці (високий відпуск).

Попередній контроль якості проводився за допомогою системи «РАСТР» у вторинно-емісійному зображенні. При цьому забезпечується точність суміщення не менше 0,1 мм та збільшення об'єкта спостереження у 5 разів.

Якість зварних швів оцінювалася за рівномірністю формування лицьових валиків та наявністю внутрішніх дефектів у шві, що визначалися за допомогою вивчення макро- та мікрошліфів. Для пакетів лопаток кожного типорозміру було розроблено спеціалізоване складально-зварювальне оснащення (рис. 1).

Пакет лопаток 7 встановлюється в корпус оснащення 1 і фіксується в ньому за допомогою закладних планок 2 і затискних болтів 4. Точне позиціонування пакета в корпусі оснащення здійснюється завдяки регульованому упору 5 і притискачам 3.

Конструкція оснащення забезпечує вертикальне розташування площини стику як для бандажної, так і для хвостової частин зібраного під зварювання пакета лопаток. Для фіксації кожного корпусу оснащення на робочому столі зварювальної установки УЛ-209 в заданому положенні використовується перехідна опорна плита 6.

При вертикальному розташуванні корпусу відбувається процес зварювання бандажної частини пакета (рис.1, а). Для з'єднання хвостової части-

ни

ни

ни

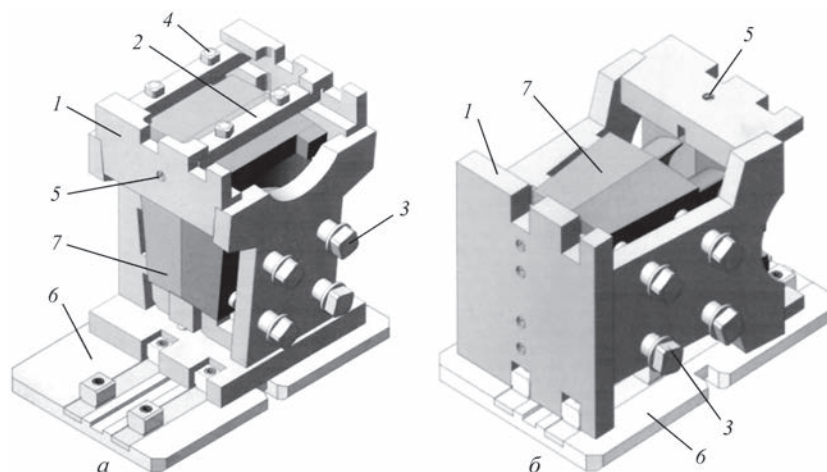


Рис. 1. Пакети лопаток у оснащенні: а – положення для зварювання бандажної частини пакета; б – положення для зварювання хвостової частини пакета

ни пакета лопаток була запропонована технологія ЕПЗ двома швами з обох сторін цієї частини пакета. Зварювання виконувалося таким чином, що другий шов перекривав перший у кореневій частині на 15...20 % по глибині. Цей технологічний прийом забезпечував з'єднання деталей завтовшки 120 мм з відносно невеликим введенням теплової енергії. А це, у свою чергу, дозволило виключити значні поводки виробів, що зварюються, і мінімізувати припуски на їх механічну обробку.

Зварювання товстостінної хвостової частини пакету виконувалося при горизонтальному розташуванні корпусу оснащення (рис 1, б). Для забезпечення якості зварних з'єднань при використанні двостороннього зварювання хвостової частини пакету особливу увагу було приділено отриманню швів із закругленням у корені та відсутністю кореневих дефектів.

Щоб запобігти утворенню несучільностей у металі кореневої частини, шви у поперечному перерізі повинні мати максимально можливий радіус закруглення кореня  $r_w$ . Швидкість охолодження металу в корені шва на момент кристалізації становить [5]:

$$\frac{dT}{dt} \Big|_{T=T_M} \approx -\eta_T \frac{aT_i}{r_w^2},$$

де  $a$  – коефіцієнт температуропровідності;  $\eta$  – термічний ККД;  $T$  – температура;  $T_M$  – температура металу на момент кристалізації;  $r_w$  – радіус кореня.

Чим більший  $r_w$ , тим повільніше остигають стінки парогазового каналу і краще йде заповнення розплавленим металом кореневої частини шва без утворення дефектів у вигляді порожнеч та несплавлень. Для отримання необхідного радіуса в корені шва використовували розгортку електронного променя по колу діаметром 1,2 мм [5, 6]. За один цикл відкачування вакуумної камери установки може виконуватися одночасно ЕПЗ до 12 штук зібраних пакетів лопаток (рис. 2).

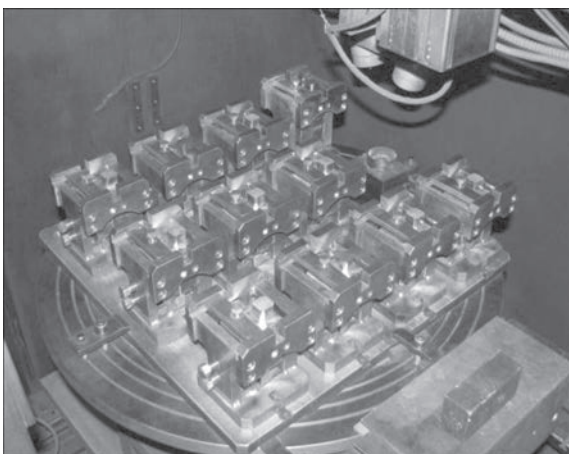


Рис. 2. Набір пакетів лопаток в оснащенні перед виконанням ЕПЗ

На першому етапі виконується зварювання вздовж стику бандажної частини пакета, на другому – хвостової частини з обох боків. Введення та виведення зварювального струму здійснюється на технологічних (вивідних) планках, що видаляються при подальшій механічній обробці пакета.

**Особливості ЕПЗ пакетів лопаток парових турбін.** Запропоновано технологію ЕПЗ з використанням розгорнутого електронного променя для попереднього локального підігріву зони зварного з'єднання. При підігріві застосовувалася комбінація розфокусованого променя та його осциляції.

Відомо, що при зміні струму фокусування змінюється концентрація електронного променя. Завдяки цьому вдається розширити його діаметр і підвищити стійкість каналу в зварювальній ванні, що сприяє стабільності у формуванні швів. Експериментально встановлено, що при ЕПЗ пакетів лопаток великої товщини розташування фокусу електронного пучка має бути в районі середини глибини проплавлення. Це забезпечує формування проплавів глибиною до 70 мм без виникнення внутрішніх дефектів (рис. 3). Розташування фокусу пучка в нижній третині шва або на рівні кореня призводило до появи корневих дефектів.

Зварювання хвостової частини пакету товщиною до 120 мм виконується з двох сторін зустрічними швами, причому кожний з швів забезпечує проплавлення до 60 % загальної товщини хвостової частини. Величина перекриття при цьому становить приблизно 12...18 мм.

Макрошліф з проплавом зустрічними швами на зразку загальною товщиною 120 мм наведено на рис. 4.

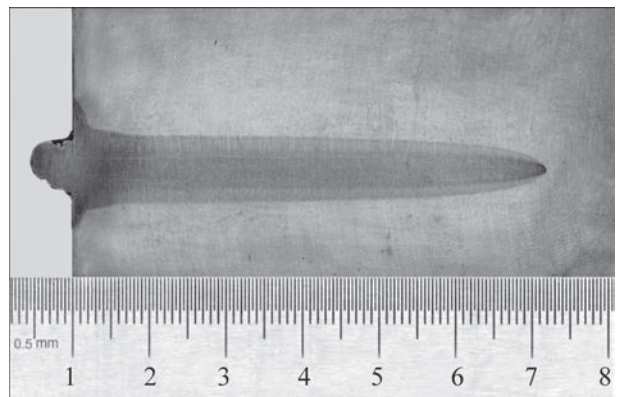


Рис. 3. Макрошліф бездефектного проплаву глибиною 70 мм

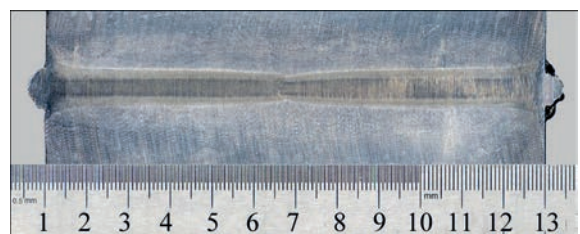


Рис. 4. Макрошліф з проплавом зустрічними швами хвостової частини пакета лопаток товщиною 120 мм



Для запобігання знеміцненню металу зварного з'єднання на ділянці високого відпуску швидкості зварювання слід встановлювати в межах 3...5 мм/с. Відомо, що ширина зони знеміцнення і ступінь знеміцнення зростають зі збільшенням товщини металу, що зварюється, оскільки при цьому зростає тривалість його перебування при температурі високого відпуску на рівні 740...760 °С. Тому режим ЕПЗ повинен забезпечити на товщині 120 мм структуру дрібно-голчастого мартенситу, сприятливу з точки зору підвищення пластичності.

При ЕПЗ хвостової частини пакету із глибиною проплавлення 70 мм оптимальна частота кругової розгортки  $f$  становить 100...300 Гц при діаметрі 1,2 мм. Застосування такої розгортки на швидкості 4 мм/с призводить до утворення по осі зварного шва структури рівновісних кристалітів шириною близько 200 мкм. Збільшення ширини зони рівновісних кристалітів до цих розмірів запобігає утворенню гарячих тріщин та ймовірності крихкого руйнування [7]. Зварювання кожного з зустрічних швів виконувалося при струмі електронного променя 320 мА при швидкості зварювання 4 мм/с.

Відповідно до СТП 735.104.-78 при зварюванні бандажних полиць із практично наскрізним проплавленням формування зворотного валика не допускається. Ця вимога виконується при фокусуванні променя на рівні кореневої частини стикового з'єднання та струмі електронного променя 95 мА для встановленої швидкості зварювання 5 мм/с (рис. 5).

#### Металографічні дослідження зварних з'єднань сталі марки 18X11МНФБ-Ш.

Дослідження показали, що при недостатньому попередньому нагріванні (до 100...150 °С) в металі зварного з'єднання можуть утворюватися тріщини (рис. 6).

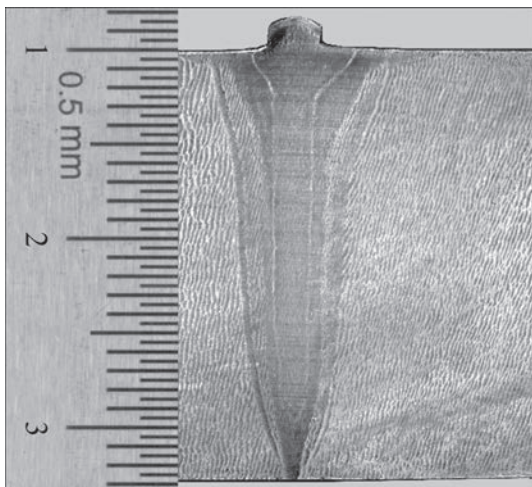


Рис. 5. Макрошліф зварного з'єднання, отриманого на зразку-імітаторі бандажної частини пакету завтовшки 23 мм

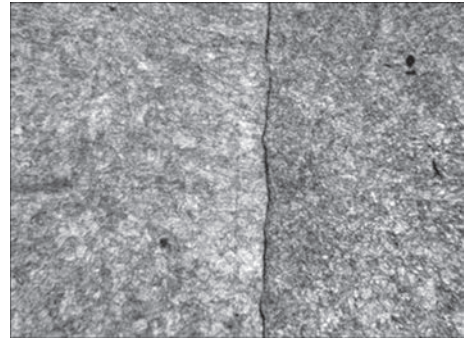


Рис. 6. Тріщина в металі зварного з'єднання, отриманого на сталі марки 18X11МНФБ-Ш,  $\times 100$

З урахуванням необхідності забезпечити запас технологічної міцності при розробці технології ЕПЗ, було визначено температуру попереднього підігріву зони зварного з'єднання на рівні 200...250 °С. Температура підігріву контролювали оптичним пірометром з похибкою не більше 1...2 %. Результати досліджень показали, що попередній підігрів до більш високої температури не дає переваги і може призвести до зниження ударної в'язкості та тривалої міцності зварного з'єднання. Це можна пояснити тим, що під час зварювання пакетів лопаток з послідовним накладенням кількох швів введення підігріву  $T > 300$  °С знижує швидкість охолодження в інтервалі 890...500 °С і зміщує перетворення в бейнітну область [8, 9]. Останнє неприпустимо, оскільки  $\gamma$ - $\alpha$  перетворення відбувається з утворенням крупно-гольчастої структури бейніту, з низькими пластичними властивостями міцності. Отже, використання температури попереднього підігріву більш ніж  $T > 300$  °С супроводжується розміщенням до 10 % при ширині зони до 0,2...0,6 мм, що пов'язано з зростанням кристалітів та супроводжується зниженням тривалої міцності зварного з'єднання.

Для металографічних досліджень були використані два зразки зварного з'єднання. Один зразок був у стані без термообробки (ТО) після зварювання. Другий – після виконання ТО. Ступінь зміцнення або знеміцнення визначалася у відсотках до значень твердості основного металу поза зоною термічного впливу. Залежність форми шва від параметрів ЕПЗ вивчалася на поперечних макрошліфах, вирізаних зі зразків після їх зварювання.

При візуальному огляді та огляді на мікроскопі при невеликому збільшенні встановлено, що метал шва зразка без термообробки має щільну структуру без видимих дефектів (пор, тріщин). Зона термічного впливу (ЗТВ) симетрична відносно осі шва. В корені шва ширина ЗТВ становить близько 0,5 мм. Далі, ближче до верхньої частини шва вона поступово збільшується до 2 мм. Стовбчасті кристаліти у шві зростають від лінії сплавлення до центру шва під прямим кутом до лінії сплав-



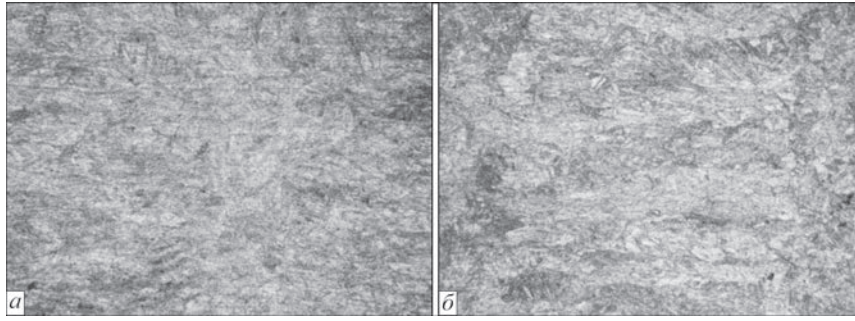


Рис. 7. Макроструктура ( $\times 200$ ) центральної частини шва: *a* – без ТО; *б* – з ТО

лення, де стикаються у центральній частині шва та утворюють невелику область комірчастої литої структури завширшки 0,2 мм. У верхній частині шва кристаліти розходяться віялом від верхньої кромки шва. Мікроструктура шва зразка без термообробки являє собою суміш дрібногольчастого мартенситу, мінімальної кількості  $\delta$ -фериту (біля 1,0...1,5 %), карбідів та інтерметалідів, склад яких можна визначити лише за допомогою електронного мікроскопа. Максимальна твердість спостерігалася на лінії сплавлення і досягала  $453HV_1$ .

ЗТВ представлена дисперсною сорбітною структурою з виділенням карбідів та інтерметалідів (рис. 7, *a*). Мікроструктура основного металу (ОМ) являє собою феритну матрицю з виділеннями карбідів та інтерметалідів.

Зразок, що піддавався термообробці після зварювання, має мікроструктуру шва, яка складається

з відпущеного мартенситу з твердістю  $HV_1$  – 343...363 кгс/мм<sup>2</sup>, також з невеликою кількістю  $\delta$ -фериту (1,0...1,5 %), карбідів та інтерметалідів (рис. 7, *б*). Мікроструктура ЗТВ складається з сорбіту, карбідів та інтерметалідів. Структура ОМ після термообробки не зазнала істотних змін і являє собою феритну основу з виділеннями карбідів та інтерметалідів.

Враховуючи підвищену схильність до крихкого руйнування жароміцних сталей мартенситного класу після зварювання, пакети лопаток після ЕПЗ піддаються термічній обробці для зняття внутрішніх напружень та формування структури з необхідними механічними властивостями.

Режим відпуску пакетів лопаток був наступний: температура електропечі під час завантаження  $T \leq 200$  °С. Нагрів ступінчастий з витримкою при температурі: 1 ст. 200 °С – 2 год.; 2 ст. 400 °С – 2 год.; 3 ст. 600 °С – 2 год. 30 хв. Температура відпуску становить 680..700 °С, витримка – 4...5 год.

Були проведені порівняльні вимірювання твердості зварних з'єднань сталі 18X11МНФБ-Ш в стані після ЕПЗ та подальшого високого відпуску (рис. 8).

Вибір оптимального режиму термічної обробки проведено на підставі результатів вимірювань твердості зварних з'єднань (у металі шва та ЗТВ). Після виконання високого відпуску перепад за твердістю металу шва з основним металом не перевищував 20 %, максимальна твердість металу шва не перевищувала  $350HV_1$ . При цьому зменшення металу ЗТВ майже не спостерігалось.

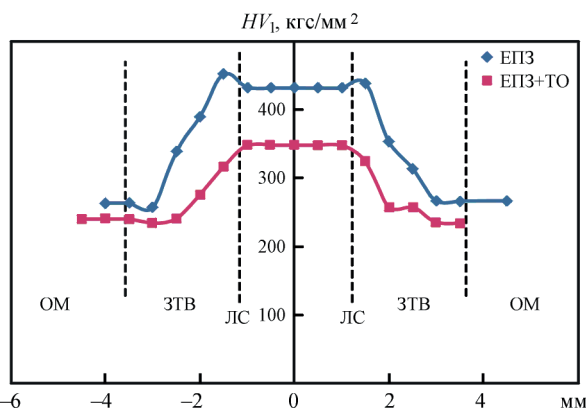


Рис. 8. Графік розподілу твердості у зварному з'єднанні сталі 18X11МНФБ-Ш

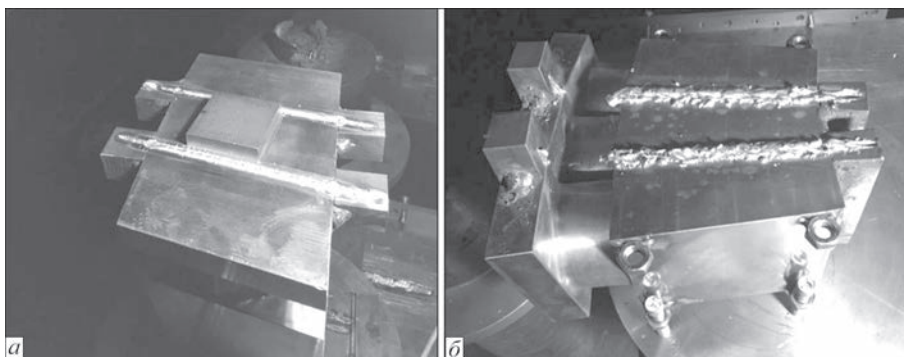


Рис. 9. Зовнішній вигляд пакету лопаток з товщиною хвостової частини 120мм, виготовлений за допомогою ЕПЗ: *a* – вигляд бандажної частини пакету; *б* – вигляд хвостової частини пакету

Після отримання оптимальних режимів як ЕПЗ, так і термообробки, було виготовлено дослідну партію товстостінних експериментальних пакетів робочих та замкових лопаток турбіни (рис. 9).

### Висновки

1. Оптимальний термічний цикл при ЕПЗ високохромистої мартенситної сталі марки 18X11MНФБ-Ш забезпечується при зварюванні з попереднім підігрівом на швидкостях 3...5 мм/с, що дає можливість отримати більш високі пластичні властивості зварних з'єднань. Було визначено температуру попереднього підігріву зони зварного з'єднання перед ЕПЗ на рівні 200...250 °С.

2. Запропонований та експериментально перевірений спосіб двостороннього зварювання пакетів лопаток парових турбін з товщиною хвостової частини 120 мм зі сталі 18X11MНФБ-Ш дозволяє запобігти знеміцненню та утворенню холодних тріщин і корневих дефектів у зоні шва, практично забезпечуючи рівномірність отриманого зварного з'єднання.

3. Результати відпрацювання технології ЕПЗ товстостінних конструкцій з жароміцної високолегованої хромистої сталі дозволяють рекомендувати її для промислового виробництва пакетів лопаток сучасних парових турбін. Розроблені складально-зварювальні пристосування та технологія зварювання були застосовані при виготовленні дослідно-промислової партії пакетів робочих та замкових лопаток в кількості 76 штук за замовленням АТ «Полтавський турбомеханічний завод».

### Список літератури

- Хейфец М.Л., Бородавко В.И., Пынькин А.М. и др. (2018) Технологический процесс электронно-лучевой сварки пакета лопаток паровых турбин. *Наукоемкие технологии в машиностроении*, **3**, 9–13.
- Шоршоров М.Х. (1965) *Металловедение сварки сталей и сплавов титана*. Москва, Наука.
- Бородавко, В.И., Вабишевич, П.А., Грецкий Н.Л. и др. (2017) Применение электронно-лучевой сварки при изго-

товлении пакета лопаток паровых турбин. *Инженер-механик*, **2(75)**, 27–30.

- Nesterenkov, V.M., Nazarenko, O.K., Akopyants, K.S. (1998) Closing of circumferential welds of thick steels. *6-th International conference on welding and melting by electron and laser beams, Ciffel 6, France, Toulon, 15–19 June 1998*, 623–630.
- Нестеренков В.М., Кравчук Л.А. (1981) Выбор параметров вращения пучка по окружности и их влияние на геометрию шва при электронно-лучевой сварке. *Автоматическая сварка*, **10**, 25–28.
- Нестеренков В.М. (2003) Применение сканирующего сварочного электронного луча для устранения корневых дефектов на сталях большой толщины. *Там же*, **9**, 7–12.
- Голиков И.В., Масленков С.Б. (1977) *Дендритная ликвация в сталях и сплавах*. Москва, Металлургия.
- Шилов Г.А. (1984) *Электронно-лучевая сварка пакетов крупногабаритных лопаток из высокохромистых мартенситных сталей*: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Киев.
- Шилов Г.А., Сидорский Н.А. (1978) Влияние параметров сварки и фокусировки электронного пучка на формирование вертикальных швов при сварке без подкладок. *Автоматическая сварка*, **11**, 37–40.

### References

- Kheifets, M.L., Borodavko, V.I., Pynkin, A.M. et al. (2018) Technological process of electron beam welding of steam turbine blade package. *Naukoyomkie Tekhnologii v Mashinostroenii*, **3**, 9–13 [in Russian].
- Shorshorov, M.Kh. (1965) Physical metallurgy of welding of steels and titanium alloys. Moscow, Nauka [in Russian].
- Borodavko, V.I., Vabishchevich, P.A., Gretskeyi, N.L. et al. (2017) Application of electron beam welding in producing of steam turbine blade package. *Inzhener-Mekhanik*, **2(75)**, 27–30 [in Russian].
- Nesterenkov, V.M., Nazarenko, O.K., Akopyants, K.S. (1998) Closing of circumferential welds of thick steels. In: *6-th Int. Conf. on Welding and Melting by Electron and Laser Beams, Ciffel 6 (France, Toulon, 15–19 June 1998)*, 623–630.
- Nesterenkov, V.M., Kravchuk, L.A. (1981) Selection of parameters of circular beam rotation. *Avtomatich. Svarka*, **10**, 25–28 [in Russian].
- Nesterenkov, V.M. (2003) Application of scanning electron beam for welding to prevent root defects in thick steels. *The Paton Welding J.*, **9**, 5–10.
- Golikov, I.V., Maslenkov, S.B. (1977) *Dendritic segregation in steels and alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Shilov, G.A. (1984) *Electron beam welding of large-sized blade packages from high-chromium martensitic steels*. In: Thesis for Cand. of Tech. Sci. Degree. Kyiv [in Russian].
- Shilov, G.A., Sidorsky, N.A. (1978) Influence of welding parameters and electron beam focusing on formation of vertical welds in welding without backing. *Avtomatich. Svarka*, **11**, 37–40 [in Russian].

## USE OF ELECTRON BEAM WELDING FOR MANUFACTURE OF BLADE PACKAGES FOR COGENERATION STEAM TURBINES

Yu.V. Orsa, V.M. Nesterenkov, V.I. Zagornikov, M.O. Rusynyk

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: zagora1954@gmail.com

Industrial technology for manufacturing blade packages of steam turbines from heat-resistant high-alloy steel of martensitic grade 18Kh11MНFБ-Ш was offered. A technological process was introduced into the experimental production, which allowed solving the problem of welding blade packages of 120 mm thickness. The technological equipment was developed required for positioning package parts in the process of assembly and welding. The results of experimental studies of weldability of heat-resistant steel of martensitic grade by electron beam were presented. It was established that preheating of blade packages up to 200...250 °С using the defocused electron beam in the vacuum chamber allows obtaining higher ductile properties of welded joints. The required parameters of heat treatment modes after welding were indicated in order to remove inner stresses and provide the necessary mechanical properties of a product. 9 Ref., 1 Tabl., 9 Fig.

*Keywords: blade package, heat-resistant steel, electron beam welding, heat treatment*

Надійшла до редакції 20.04.2023

# ОЦІНКА ВПЛИВУ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ПРИСАДНИХ ДРОТІВ НА ЗВАРЮВАНІСТЬ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ Д16

Т.М. Лабур, В.А. Коваль, М.Р. Яворська

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

Алюмінієвий сплав марки Д16 широко застосовується в авіаційній промисловості, але при дуговому зварюванні неплавким електродом він виявляє схильність до утворення кристалізаційних («гарячих») тріщин в швах і зоні сплавлення з основним металом. Це пов'язують з дією механізму високотемпературного ліквідаційного розтріскування границь зерен і розривання металевих зв'язків при кристалізації металу внаслідок збільшення локального залишкового напруження, що зменшує міцність з'єднань. В подальшому склад сплаву був оптимізований за кількістю легуючих елементів і домішок. У теперішній час застосовують новітні сплави та зварювальні технології. Метою дослідження є оцінка умов формування бездефектних швів, характеристик їх міцності та пластичності в залежності від хімічного складу серійних присадних дротів ЗвАК5 і Зв1201. Перший дріт розширює вміст кремнію в структурі шва, сприятиме зниженню чутливості сплаву до технологічного нагрівання, гальмуванню окрихченню металу, другий – близький за хімічним складом сплаву. Встановлено, що схильність сплаву Д16 до утворення тріщин визначається технологією дугового зварювання, хімічним складом присадного дроту, схемою його подавання у металеву ванну. Показано, що умови зварювання плавким електродом гальмують реалізацію механізму розтріскування металу, характерного для зварювання неплавким електродом. Механічні властивості з'єднань при цьому зростають на 10...12 % в залежності від марки присадного дроту. Бібліогр. 10, табл. 6, рис. 7.

*Ключові слова:* алюмінієвий сплав, зварювання неплавким і плавким електродами, нероз'єднання, гарячі тріщини, структура швів, механічні властивості, дослідження

**Вступ.** Поява нових або удосконалених конструкційних алюмінієвих сплавів, технологій їх зварювання сприяє розробці літаків нового покоління. Базою для впровадження являється використання минулого досвіду та новітніх наукових знань про залежність «хімічний склад – мікроструктура – технологічність – властивості». Перевагу віддають матеріалам, які відповідають критеріям промислового попиту. Прикладом такого матеріалу є сплав Д16 системи легування Al–Cu–Mg–Si. Слід зазначити, що починаючи з моменту створення (1906 р.), його ретельно досліджували та удосконалювали, оскільки попит на нього був високий. В результаті з'явився новий модифікований сплав з оптимізованим співвідношенням легуючих елементів і значним обмеженням шкідливих домішок [1–4].

В сучасному поколінні літаків подовженого ресурсу сплав використовують для виготовлення різних вузлів, деталей силових елементів та агрегатів: каркасу, обшивки, стрингерів, нервюрів, лонжеронів, тяги керування та інших. Впровадження зумовлено широкою номенклатурою напівфабрикатів (листів, пресованих виробів штамповок, поковок тощо), які виготовляються за жорсткими технологічними параметрами, за яких підвищуються статична міцність, витривалість і в'язкість руйнування. Окрім авіаційної техніки сплав Д16 використовують в конструкціях наземного призна-

чення, які працюють під навантаженням [5]. Рекомендована температура експлуатації таких конструкцій, зазвичай, не перевищує 120 °С, оскільки при більш високих температурах він виявляє схильність до міжкристалічної корозії [4].

Особливістю сплаву Д16 є здатність до структурної рівноваги при нагріванні. В деформованому стані це відбувається швидше, ніж в литому. В процесі розпаду пересиченого твердого розчину міцність сплаву зростає, але при цьому знижуються показники пластичності [1–3]. Відмічене супроводжується зниженням корозійної стійкості металу – міжкристалічною корозією та корозією під напругою в умовах технологічного нагрівання вище 100 °С. Зазначимо, що сплав у вихідному (литому) стані характеризується невисоким рівнем міцності (200МПа) та низькою пластичністю порівняно з іншими конструкційними алюмінієвими сплавами [6]. Його структура при цьому нерівновісна та складається з твердого розчину і виділень інтерметалідних фаз, розташованих вздовж границь зерен і між осями дендритів у вигляді псевдоевтектики.

Основними фазами виділення є  $\text{CuAl}_2(\theta)$  та  $\text{Al}_2\text{CuMg}(\text{S})$ . При співвідношенні легуючих компонентів  $\text{Cu}/\text{Mg} \leq 2,6$  утворюється фаза  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , яка сприяє зміцненню сплаву в атмосферних умовах і в умовах технологічних нагрівань. При співвідношенні  $\text{Mg}/\text{Si} = 1,73$ , крім того, утворюється фаза

Лабур Т.М. – <https://orcid.org/0000-0002-4064-2644>, Коваль В.А. – <https://orcid.org/0000-0001-5154-1446>,

Яворська М.Р. – <https://orcid.org/0000-0003-2016-6289>

© Т.М. Лабур, В.А. Коваль, М.Р. Яворська, 2023



$Mg_2Si$ . Хімічний склад сплаву підібрано таким чином, щоб в рівновісному стані металу всі легуючі компоненти під час його нагрівання переходили в твердий розчин, який можна фіксувати швидким гартуванням. Завдяки такій послідовності термічної обробки при виготовленні сплаву досягаються належний рівень механічних властивостей. Марганець і залізо розчиняються у фазах, що викликає зміну складу та температуру їх подальшого утворення [6]. До складу фаз, які зміцнюють сплав, марганець не входить, але його присутність збільшує стійкість металу проти міжкристалічної корозії, а наявність у вигляді дисперсних часток фази  $T(Al_{12}Mn_2Cu)$  підвищує температуру рекристалізації та покращує механічні властивості сплаву Д16. Залізо та кремній входять до складу домішок, які не розчиняються у рідкому металі. Сполуки заліза  $(Mn,Fe)Al_6$  кристалізуються у вигляді грубих пластин, що зменшує міцність та пластичність сплаву [7, 8]. Крім того, залізо утворює сполуку  $Al_2Cu_2Fe$ , яка не розчиняється в алюмінії, а зв'язує мідь, тим самим обмежує механізм зміцнення металу під час природного або/та штучного старіння. Тому кількість заліза у сплаві регламентують на рівні 0,5...0,7 %. Фази  $Mg_2Si$  та  $W(Al_xMg_5Cu_6Si_4)$  з кремнієм розчиняються в рідкому алюмінії та сприяють зростанню показника міцності сплаву Д16 при подальших операціях термічної обробки, але ефект незначний. Перебільшення вмісту кремнію у сплаві може зменшити кількість включень фаз  $S$  та  $\theta$ , що негативно впливає на загальну його міцність.

У стані відпаалу значення пластичності сплаву задовільне. Загартування сплаву відбувається від температури  $500 \pm 5$  °C у воді, а природне (зонне) старіння – при кімнатній температурі протягом 90...100 год. Після гартування тимчасовий опір руйнуванню сплаву збільшується на 110 МПа порівняно з відпаленим станом. Внаслідок природного старіння протягом 15 діб в атмосферних умовах цей показник додатково зростає на 100 МПа. Показники міцності сплаву при цьому дорівнюють:  $\sigma_B = 470$  і  $\sigma_{0,2} = 300$  МПа, а рівень відносного подовження ( $\delta$ ) становить 19 %. Нагартовані листи часто піддають штучному (фазовому) старінню за температурних умов  $190 \pm 5$  °C протягом 12...13 год, що збільшує рівень міцності на 10...15 % [4, 5].

В умовах промислового виробництва легких конструкцій поширено застосування двох стандартизованих способів дугового зварювання – плавким і неплавким електродами. Шви, отримані при цьому, мають порівняно високий рівень міцності та пластичності, що дозволяє забезпечити належні експлуатаційні характеристики з'єднань в зварних конструкціях. Концентроване введення

теплової енергії дуги, притаманне зварюванню плавким електродами, на відміну від неплавкого електрода, дозволяє глибоко проплавляти матеріал, змінювати швидкість зварювання в широкому діапазоні, тим самим зменшити зону термічного впливу та ступінь деформації виробів [9]. Недоліками зварювання плавким електродами є «лускатість» швів, малий радіус і підвищений кут його переходу до основного металу, а також ймовірність втрати з електродного дроту легкокиплячих легуючих елементів. Крім того, в структурі швів і зоні сплавлення можуть виникати пори як наслідок високого вмісту водню в основному та електродному (присадному) матеріалі, можливе перегрівання електродного металу та порушення технологічного процесу з'єднання. Для подолання таких явищ використовують випрямлячі постійної напруги або постійного струму, інверторні випрямлячі та імпульсні джерела живлення дуги. Крім того, удосконалюються механізми подачі дроту, залучають пальники з високою стабілізацією вихідних параметрів при значних коливаннях мережі живлення змінного струму або дії інших випадкових електричних збурень [2, 9].

Головною проблемою процесу дугового зварювання сплаву Д16 визнають високу його схильність до утворення кристалізаційних тріщин в швах і зоні сплавлення з основним металом, що призводить до зниження міцності [4, 10]. Тріщини виникають при температурі вище лінії солідуса, тобто у середині області діаграми розчинення при широкому інтервалі температури затвердіння (рис. 1). Неоднорідність хімічного складу сплаву викликають зростання локального залишкового напруження, а при технологічному нагріванні також відбувається розкриття (розривання) границь зерен, де розташовуються фазові сполуки з міддю, магнієм та кремнієм [7, 9]. Позитивним є той факт, що комбінація легуючих елементів сплаву забезпечує потрібний рівень конструктивної міцності порівняно з чистим алюмінієм. Водночас, саме це гальмує якісне формування швів при кристалізації (особливо міді). Інші легуючі елементи (марганець, залізо, титан) обмежують розчинність міді, магнію і кремнію в алюмінії, змінюють при цьому об'єм легкоплавкої евтектики в структурі та сприяють утворенню стійких інтерметалідних сполук, що дозволяє отримати різноманітні фазові комбінації та евтектики [5, 6]. Їх хімічний склад і температура плавлення відомі неповністю. В табл. 1 надані параметри деяких з них. Температуру утворення евтектик визначають параметри гартування та режими гарячої деформації, їх склад і кількість. Вони також впливають на ступінь чутливості сплаву до термічного циклу зварювання. Тому зварюваність сплаву Д16 визна-

Таблиця 1. Склад і температура плавлення евтектик системи Al–Cu–Mg–Si

Фазовий склад евтектики	Хімічний склад евтектики	Температура плавлення евтектики, °C
Al+AlCu <sub>2</sub> +CuMgAl <sub>3</sub>	27...31%Cu–6,0–7,2%Mg	500...507
Al+CuAl <sub>2</sub> +Mg <sub>2</sub> Si	28%Cu–6%Mg–3,5%Si	514...517
Al+CuAl <sub>2</sub> +CuMg <sub>2</sub> Si <sub>4</sub> Al <sub>4</sub>	25%Cu–1,7%Mg–8,3%Si	509

ють незадовільною [2, 4, 9]. В зв'язку з цим при виготовленні зварних конструкцій застосовують лише з'єднання, отримані в твердій фазі: точкове або роликоне [5].

Схильність до утворення гарячих тріщин пояснюють нерівномірністю розподілу шкідливих домішок кремнію і заліза як наслідок використання недоброякісної лігатури на металургійному етапі виробництва напівфабрикатів. Залишаючись після зварювання в структурі з'єднань, вони створюють більш складні нерозчинні фазові включення, ніж у сплавах високої чистоти. Зниження їх сумарної кількості до 0,05...0,1 % у сплаві поліпшує зварюваність та механічні властивості з'єднань. Також цьому сприяє застосування прогресивних способів зварювання неплавким та плавким електродами, за яких з'являються технологічна можливість формування дрібнокристалічної структури швів, що зменшує ризики утворення гарячих тріщин [7, 8]. Гальмування механізму розтріскування металу при структурно-фазових перетвореннях в умовах охолодження зварювальної ванни спостерігають при використанні дротів, близьких за хімічним складом до основного металу [4, 10].

На появу тріщин також впливає періодичність процесів нагрівання та послідовного затвердіння металу у зварювальній ванні. Зазвичай, тріщини активно поширюються на завершальному етапі кристалізації шва та мають переважно міжкристалітний характер, розкриваються та закриваються в межах одного або декількох шарів структури [7]. При неправильному виборі основного та присадного матеріалу дефекти виникають й в зоні біля шва, оскільки саме тут фіксується скупчення легкоплавких фазових комбінацій. У разі їх накопичення можливе утворення магістральної тріщини аж до зони вже затверділого металу. До фізичних причин утворення гарячих тріщин відносять: ви-

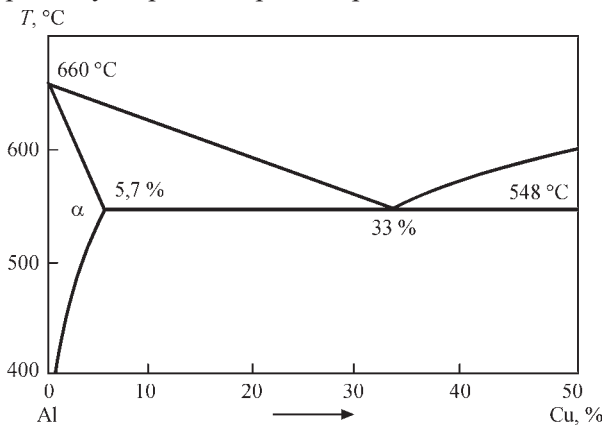


Рис. 1. Діаграма розчинення міді в алюмінії [1]

соку пружність пари легуючих елементів, які входять до складу сплаву; значну теплопровідність; підвищену текучість металевої рідини при температурі плавлення; повну втрату міцності при температурах вище 400 °C; високий коефіцієнт лінійного розширення; низький модуль пружності [1, 4, 6]. При зварюванні поряд з вигоранням легуючих елементів (особливо магнію) та виходом міді у поверхневий шар рідкого металу у ванні відбувається зниження твердості металу в шві та зоні термічного впливу з'єднань, що викликає зменшення кількості міді в об'ємі зварного шва [2, 3].

Метою дослідження є оцінка умов формування бездефектних швів, характеристик їх міцності та пластичності в залежності від хімічного складу серійних присадних дротів ЗвАК5 і Зв1201. Тому доцільно ретельно та обґрунтовано дослідити зварюваність сплаву Д16, визначити вплив хімічного складу серійних присадних дротів на структурні особливості та щільність металу шва, оцінити технологічні умови зварювання сплаву та значення механічних властивостей з'єднань.

Для досягнення мети доцільно оцінити хімічний склад серійних присадних дротів ЗвАК5 і Зв1201 (ГОСТ 7871-75). Застосування першого дроту передбачає збільшення вмісту кремнію у шві, що може звузити інтервал твердо-рідкого стану металу та збільшить рівень пластичності, кремній входить до складу фаз Mg<sub>2</sub>Si та W(Al<sub>x</sub>Mg<sub>5</sub>Cu<sub>6</sub>Si<sub>4</sub>) [9]. Отримати належну міцність з'єднань без тріщин і зниження пластичності може дозволити ідентичний за хімічним складом інший дріт. В табл. 2 надано хімічний склад досліджуваних марок дротів.

**Методика проведення досліджень.** Визначення впливу хімічного складу присадного дроту при зварюванні сплаву Д16 здійснювали за результатами двох поширених технологічних проб – «точковий шов» та «риб'ячий скелет» Хоулдрокфта (Holdcroft), які реалізуються в умовах неплавкого електрода, тобто коли присадний дріт безпосередньо подається в зварювальну ванну [4, 6]. Оцінку зварюваності, зазвичай, проводять не за абсолютними величинами, а за показником відхилення властивостей зварних з'єднань відносно основного металу. Тому були виготовлені відповідні експериментальні зразки зі сплаву Д16Т завтовшки 2 мм (рис. 2 і 3). Поверхні заготовок перед зварюванням знежирювали розчинником, потім хімічно травили та видаляли плакувальний шар в зоні зварювання механічним шляхом.

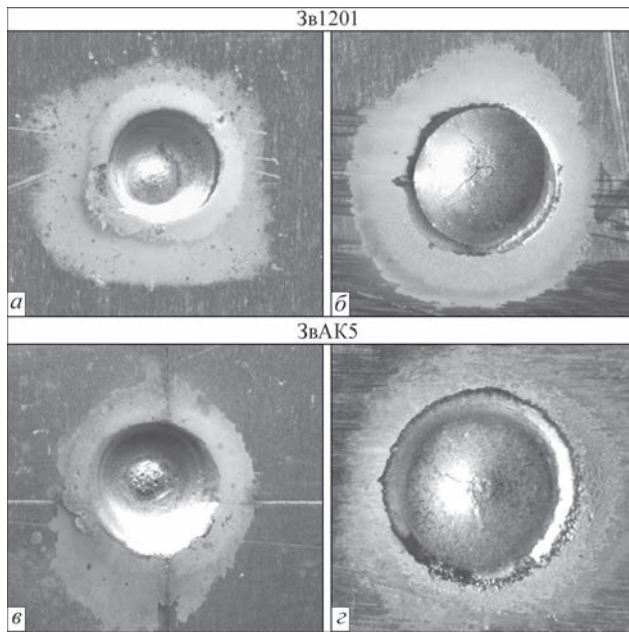


Рис. 2. Зовнішній вигляд сплаву Д16Т після виконання технологічної проби «точковий шов» з присадками різного хімічного складу після ручного зварювання (а, б) та після повторного переплавлення (в, г)

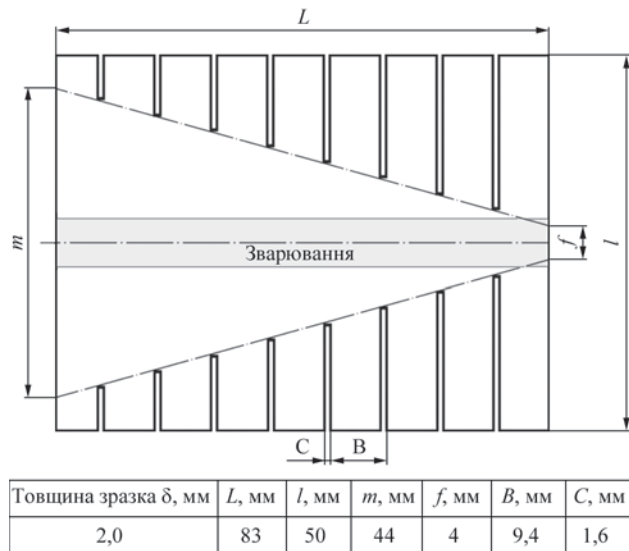


Рис. 3. Ескіз технологічної проби Хоулдрокфта для визначення схильності металу шва до утворення гарячих тріщин при зварюванні без присадкового дроту

Проба «точковий шов» дозволяє оцінити схильність сплаву до утворення кільцевих кристалізаційних тріщин вздовж границі зони сплавлення шва з основним металом [7]. На листових зразках розміром 120×120×2 мм ручним способом, застосовуючи джерело живлення ТІР-315, було зварено три зразка по 3 точки на кожному на відстані 40 мм одна від одної. Величина зварювального струму становила 120 А. Особливості формування швів визначали, використовуючи дроти діаметром 2,0 та 3,15 мм. Зовнішній вигляд точкових швів, а також наявність і протяжність гарячих тріщин вивчали з використанням лупи з 10-кратним збільшенням. Величину протяжності кільцевих

Таблиця 2. Хімічний склад присадних дротів, мас. %

Присадні дроти	Cu	Mg	Mn	Ti	Zn	Zr	Fe	Si	Sc
ЗвАК5	5,8	0,06	–	–	–	–	0,46	0,10	–
Зв1201	6,7	0,02	0,30	0,15	0,04	0,14	0,15	0,08	–

тріщин у зразках реєстрували у відсотках порівняно до значень повного периметру зварних точок. Кількість радіальних тріщин у зварному кратері оцінювали за трибальною шкалою. Верхній рівень визначали опосередковано словом «багато», середній – «мало», а нижній рівень – «відсутні».

Для визначення якості лінійних швів була застосована технологічна проба Хоулдрокфта [4]. Показником схильності до утворення гарячих тріщин при цьому вважається величина співвідношення довжини тріщини ( $L_{\text{тріщ}}$ ) до довжини шва ( $L_{\text{шва}}$ ), яка розраховується у відсотках та позначається літерою  $A$  (табл. 3). Дослідні зразки відповідних розмірів (рис. 4) вирізали зі зварних стиків сплаву. Вони були отримані також ручним способом неплавким електродом з використанням формуючої підкладки з канавкою розміром 1×4 мм. Величина зварювального струму при цьому становила 120 А.

Більш об'єктивну оцінку якості формування точкових швів здійснювали після механічного зачищення. Поверхню зони технологічного посилення повторно проплавливали без присадки, тобто створювали умови жорстко нормованого за величиною та тривалістю дії зварювального струму. Операцію здійснювали за допомогою джерела живлення MW450 фірми «Fronius» (Австрія), машинного пальника та дистанційного пульта, який забезпечує програмоване гасіння дуги. Величина струму в цьому випадку складала 160 А при час-

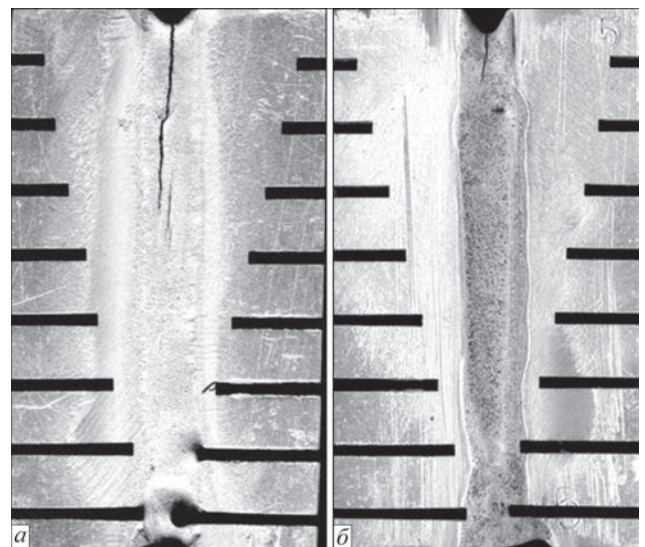


Рис. 4. Зовнішній вигляд після повторного переплаву технологічних проб Хоулдрокфта, вирізаних із зварних з'єднань, отриманих дротами Зв1201 (а) та ЗвАК5 (б)



**Таблиця 3.** Вплив хімічного складу присадного матеріалу на схильність сплаву Д16 до утворення гарячих тріщин при зварюванні

Присадка	Показник схильності до утворення тріщин $A$ , %
Зв1201	30...33
ЗвАК5	17...18

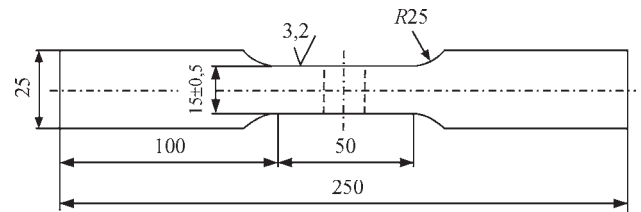
тоті 100 Гц, а довжина дуги 3 мм. Для посилення катодного очищення поверхні зразків було обрано відповідний режим зварювання, коли електричний струм протікає переважно при зворотній полярності. Термін горіння дуги у дослідних стиках становив 7 с. Використання системи програмного гасіння дуги дозволило закінчувати роботу дуги миттєво, тобто в кратері. Слід зазначити, що окрім радіальних тріщин у швах при цьому спостерігаються кільцеві тріщини.

На відміну від технології зварювання неплавким електродом присадний дріт при з'єднанні плавким електродом подавався безпосередньо в зону стику. Така схема подачі дроту дозволяє корегувати режим його нагрівання та основного металу, тим самим здійснювати належне формування шва.

Застосування зварювання електродом, який плавиться та імпульсно-дугового режиму зварювання сплаву Д16 дозволило підвищити ККД процесу та знизити погонну енергію зварювання, необхідну для досягнення повного проплавлення металу, а введення концентрованої теплової енергії дуги забезпечувало повне проплавлення стику. Реалізацію процесу здійснювали завдяки зварювальній установці TransPulsSynergic-450 (надалі TPS-450) виробництва фірми Fronius. Вона відноситься до обладнання інверторного типу з первинним перетворюючим контуром, призначеним для здійснення процесів MIG/MAG модульованим струмом та в звичайному режимі. Транзисторна техніка та електронна схема комплектації роблять установку придатною для виконання різноманітних технологічних завдань зварювання алюмінієвих сплавів різних систем легування, дозволяє регулювати енергетичні параметри процесу та його швидкість. Погонну енергію та швидкість зварювання (31...33 м/год) обирали за умов досягнення ефекту повного проплавлення металу. Ширина швів з лицьової та оберненої сторони заготовок була майже однаковою.

Якість формування швів сплаву Д16 оцінювали візуально та методом рентгенографії (ГОСТ 7512) на рентгенівській установці РАП-150/300. Щільність металу шва контролювали на приладі Денситометр ДП-30.

Для визначення рівня міцності зварних з'єднань сплаву Д16, отриманих дослідними дротами, були використані зразки за ескізом, наведеним на рис. 5. Їх вирізали з стиків, отриманих ручним і



**Рис. 5.** Ескіз зразка для визначення міцності основного металу та зварних стикових з'єднань

автоматичним зварюванням неплавким і плавким електродами з використанням формуючої підкладки, за режимами, наведеними вище. Їх міцність оцінювали за середніми значеннями результатів випробування на розтяг трьох зразків (ГОСТ 1497) і порівнювали з показниками основного металу. При цьому в зразках були усунуті технологічне посилення та корінь шва. Випробування проводили на машині Інстрон-1126, швидкість переміщення траверси якої становила 6 мм/хв. Значення навантаження та деформації при розтягу дослідних зразків реєстрували на персональному комп'ютері, що дозволило розрахувати показники тимчасового опору розриву – межу міцності зварних з'єднань ( $\sigma_{B зв.з}$ ) та металу шва ( $\sigma_{B м.шва}$ ). За їх значеннями була оцінена чутливість структури сплаву до термічного циклу дугового зварювання та коефіцієнт міцності з'єднань відповідно до рівня основного металу ( $k_{CB} = \sigma_{B м.шва} / \sigma_{B зв.з}$ ).

Металографічне дослідження сплаву та його зварних з'єднань проводили на мікроскопі ММТ-1600В, використовуючи шліфи, вирізані поперек напрямку прокату напівфабрикату і зварювання. Особливості мікроструктури виявляли шляхом застосування електролітичного полірування в розчині: хлорна кислота – 1000 см<sup>3</sup> + крижана оцтова кислота – 75 см<sup>3</sup>.

**Результати та обговорення.** Розглянемо вміст елементів легування (масової частки) основного металу сплаву Д16. Він складається, мас. %: 1,5 Mg; 4,3 Cu; 0,47 Mn; 0,16 Si; 0,21 Fe; 0,09 Zn; 0,05 Ti. Його структура утримує зерна твердого розчину алюмінію розміром 15...18 мкм та включень надлишкових інтерметалідних фаз  $T(Al_{12}Mn_2Cu)$  і  $Al_2Cu_2Fe$  (рис. 6). Сполуки заліза  $(Mn, Fe)Al_6$  кристалізуються у вигляді грубих пластин (0,06...0,16 мкм), витягнутих вздовж прокату, що впливає на міцність та пластичність сплаву. Кремній входить до складу фазових включень  $Mg_2Si$  та  $W(Al_xMg_5Cu_6Si_4)$ . Механічні властивості даного сплаву надані в табл. 4.

**Таблиця 4.** Механічні властивості основного металу сплаву Д16Т завтовшки 2 мм

Напрямок прокату	Міцність $\sigma_B$ , МПа	Межа плинності $\sigma_{0,2}$ , МПа	Кут згину $\alpha$ , град
Вздовж	446	313	106
Поперек	441	303	103

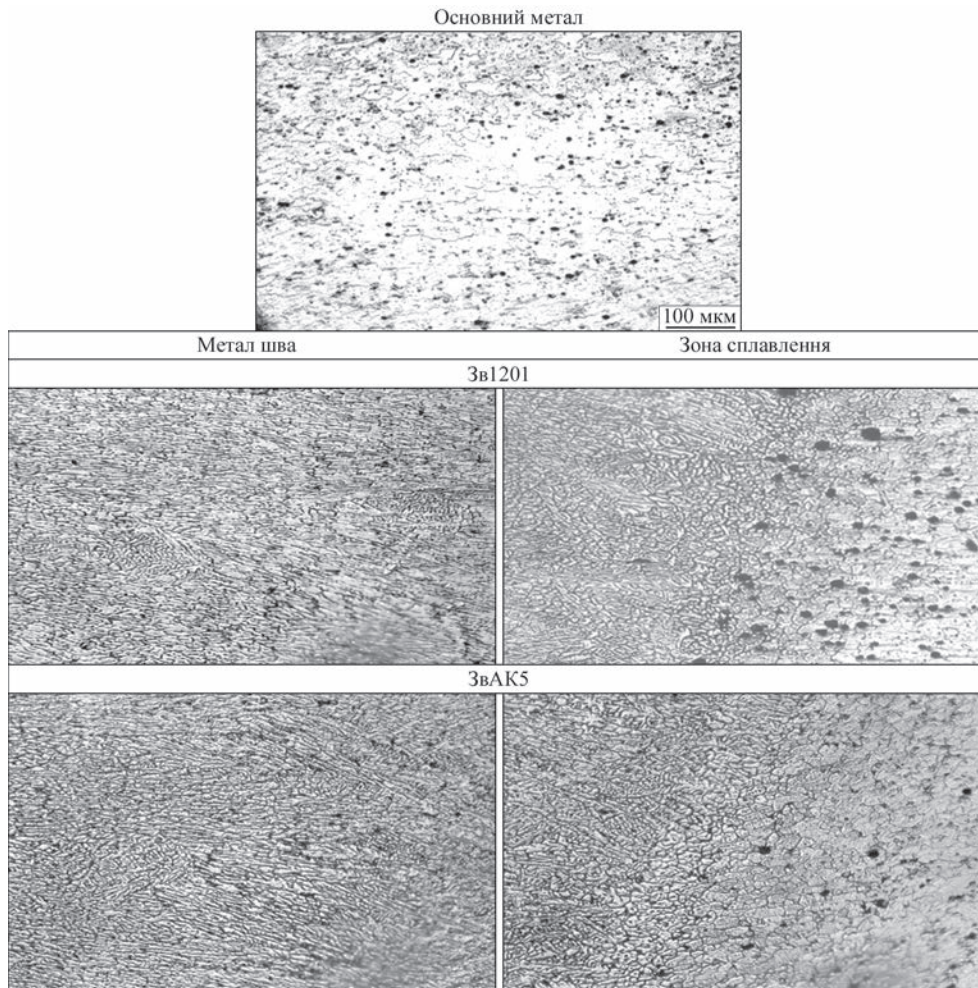


Рис. 6. Мікроструктура ( $\times 320$ ) зварних з'єднань сплаву Д16, отриманих плавким електродом при використанні досліджуваних присадних дротів

За даними візуального аналізу точкових швів, при використанні дротів діаметром 3,15 мм відмічаються більш сприятливі фізичні умови їх формування, оскільки радіальні тріщини в кратері були відсутні або спостерігалися у незначній кількості в залежності від стабільності процесу ручного зварювання. Незалежно від хімічного складу застосованого дроту на поверхні точкових швів спостерігаються лише радіальні тріщини (див. рис. 2). Коли застосовують дріт марки ЗвАК5, кільцеві тріщини у з'єднаннях відсутні лише з лицьової сторони зразків. В кореневій частині їх протяжність в 2 рази менша порівняно з маркою Зв1201. Оскільки зварні точки мали майже однаковий рівень протяжності кільцевих швів – 30 % як з лицьової, так й кореневої частини шва, тому на завершальному етапі процесу було доцільно застосування вивідних планок за межа-

ми виробу. Як показав аналіз результатів експериментальних досліджень зварних точок, хімічний склад присадних дротів визначає кількість і протяжність кільцевих тріщин, їх характер розгалуження на поверхні шва (табл. 5).

Аналіз результатів оцінки сплаву за технологічною пробою Хоулдрокфта показав (рис. 3), що лінійні шви, отримані з додаванням присадки Зв1201, характеризуються показником *A* на рівні 33 % відносно довжини зразків (табл. 3). При використанні дроту ЗвАК5 схильність сплаву Д16 до утворення гарячих тріщин знижується до рівня 17 %. Порівнюючи дані щодо зварюваності сплаву Д16, які отримані за двома технологічними пробами («точковий шов» і проба Хоулдрокфта), можна відзначити, що найменша його схильність до утворення тріщин спостерігається при використанні дроту ЗвАК5 (табл. 3, 5).

Таблиця 5. Результати визначення зварюваності сплаву Д16Т за методикою «точковий шов»

Марка присадки	Наявність тріщин			
	На лицьовій поверхні		В кореневій частині	
	кільцеві, %	радіальні	кільцеві, %	радіальні
Зв1201 (Al-6,7Cu-0,3Mn)	30	Мало	32	Мало
ЗвАК5 (Al-5,8Si)	Відсутні	Мало	17	Мало

Таблиця 6. Механічні властивості зварних з'єднань листів сплаву Д16Т завтовшки 2 мм, отриманих ручним зварюванням неплавким електродом з присадками ЗВАК5 і Зв1201

Марка присадки	Міцність зразків зі знятим посиленням і проплавом $\sigma_{\text{в}}^{\text{мш}}$ , МПа	Кут згину $\alpha$ , град
ЗВАК5	272	30
Зв1201	202	30

Оскільки на реальному виробі при експлуатації зварної конструкції зі сплаву Д16 застосовуються елементи з видаленим проплавом і технологічним підсиленням на швах, тому для повного аналізу їх поведінки в умовах випробування на розтяг залучали зразки, вирізані поперек лінії зварювання стиків з використанням обох дротів. В з'єднаннях були усунені механічним шляхом зазначені частини швів. Результати випробування порівнювали з властивостями основного металу, аналогічно вирізаних відносно поперечного напрямку прокату напівфабрикату.

Узагальнюючи дані, отримані за двома технологічними пробами, та механічні властивості, встановлено, що при застосуванні дроту марки ЗВАК5 спостерігається менша здатність металу швів до утворення гарячих тріщин, але коефіцієнт міцності таких з'єднань становить 0,61 від рів-

ня основного металу (табл. 6). У разі зварювання стиків дротом марки Зв1201 коефіцієнт міцності з'єднань вищий та дорівнює 0,66. Як видно з табл. 6, показник пластичності (кут згину) при використанні зазначених дротів складає 30°. Руйнування зварних з'єднань за обох технологічних варіантах відбувалось вздовж осі металу шва. В зв'язку з цим, для з'єднання стиків сплаву Д16 і ремонту його дефектних швів можна рекомендувати технологію зварювання неплавким електродом, застосовуючи присадні дроти обох марок.

Відомо [1–5], що структура швів алюмінієвих сплавів визначається не тільки хімічним складом присадних дротів, але й способом зварювання. Тому була залучена технологія зварювання плавким електродом з використанням тих самих дротів (Зв1201 та ЗВАК5). Металографічний аналіз структури отриманих швів показав, що вони щільні і не мають грубої пористості за обох марок дротів (рис. 6). Вона крупнокристалічна з дендритною будовою та характерною для литого стану алюмінієвих сплавів і являє собою кристаліти різних розмірів і орієнтації. Середній розмір дендритів становить 32,2 мкм. Деякі з них мають вигляд однаково спрямованих окремих пакетів дендритів. В центрі шва спосте-

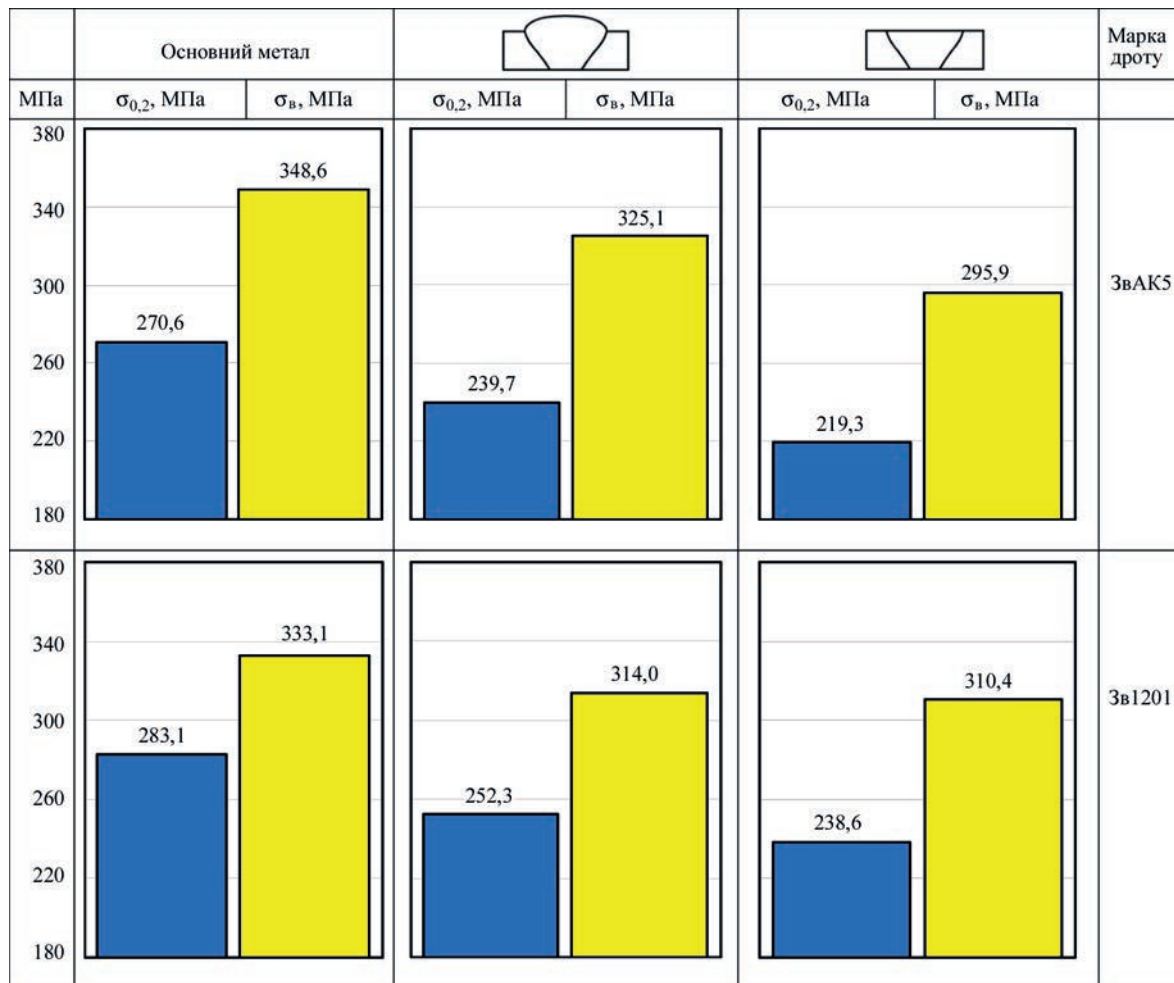


Рис. 7. Середні значення механічних властивостей з'єднань сплаву Д16 завтовшки 2 мм, отриманих плавким електродом



рігаються витягнуті дендрити, орієнтовані до осі шва під невеликим кутом ( $3...5^\circ$ ). Виділення дисперсних фаз спостерігається переважно як вздовж границь, так і в середині кристалітів. Характерним для всіх з'єднань сплаву Д16 при використанні досліджуваних присадок є ділянка біля лінії сплавлення шва з основним металом. В умовах охолодження зерна на цій ділянці структура швів подрібнюється. Зі сторони шва біля зони сплавлення розташовані кристаліти, які мають переважно стовпчасту форму та спрямовані у напрямку максимального тепловідводу при кристалізації зварювальної ванни. Вектор зростання розмірів дендритів (до  $48...53$  мкм) співпадає з напрямком відведення пальника в процесі зварювання.

Згідно результатів аналізу морфологічних особливостей мікроструктури з'єднань сплаву Д16, виконаних з різними дротами, будь-яких помітних відхилень в розмірах дендритного параметру не виявлено. Він дорівнює  $28...40$  мкм. Більш крупні дендрити притаманні з'єднанням, отриманим при використанні дроту ЗвАК5, а менші – Зв1201. Ознак переходу від дендритної форми зерна до субдендритної в структурі швів не спостерігається.

Оскільки часто в умовах реальної експлуатації зварного конструктивного елементу використовують з'єднання з видаленим коренем шва або його вилучають разом з його технологічним підсиленням, то для повної оцінки значень властивостей залучали макетні з'єднання, випробування яких здійснювали на зразках без зазначених частин швів. Їх порівнювали з механічними властивостями основного металу, вирізаних з напівфабрикату відносно поперечного напрямку прокату. На рис. 7 представлено результати випробування на розтяг зразків зварних з'єднань, отриманих плавким електродом. Їх аналіз показав, що в зразках, де корінь шва усунутий, значення міцності майже однакові. При використанні дроту марки ЗвАК5 значення міцності дорівнює  $325,1$  МПа, що на  $2,5...3,5$  % вище, ніж при зварюванні дротом Зв1201 ( $314$  МПа). Аналогічне співвідношення значень міцності відмічається й у показника межі плинності. В зразках зварних з'єднань, в яких повністю були відсутні і корінь шва, і технологічне посилення, має місце зворотна залежність. У разі застосування дроту марки Зв1201 цей рівень становить  $310,4$  МПа, що майже на  $15$  МПа вище, ніж при застосуванні дроту ЗвАК5 ( $295,9$  МПа). Така ж тенденція спостерігається при зварюванні сплаву Д16 неплавким електродом. Міцність з'єднань при цьому на  $10...12$  % вище, ніж отриманих плавким електродом (табл. 6). Значення показників межі плинності зварних з'єднань становлять  $238,6$  та  $219,3$  МПа, відповідно.

## Висновки

1. Встановлено, що застосування способу зварювання електродом, який плавиться, при зварюванні сплаву Д16 дає можливість гальмувати його здатність до утворення гарячих тріщин. На це впливають теплофізичні умови зварювання, марка присадного дроту та схема його подачі у металеву ванну. Подавання дроту безпосередньо в стик поміж заготовок сплаву Д16 разом з оптимальними параметрами режиму зварювання забезпечують умови утворення щільних швів без грубих дефектів.

2. Рівень міцності з'єднань, отриманих ручним зварюванням неплавким електродом з присадкою Зв1201, вищі на  $20$  МПа порівняно зі швами, виконаними дротом ЗвАК5. Показник пластичності (кута згину) металу швів, зварених з використанням обох присадок, практично однаковий та становить  $30^\circ$ .

3. Структура металу швів за обох технологій зварювання дрібнозерниста, має дендритну будову та утримує значну кількість вторинних фазових включень. Розмір дендритного параметру становить  $28...40$  мкм і визначається хімічним складом присадного дроту, застосованого при зварюванні. Більші розміри дендритів притаманні з'єднанням, отриманим при залучанні дроту АК5, а менші – Зв1201, що підвищує рівень тимчасового опору руйнуванню та значення межі плинності металу зварних з'єднань на  $10...12$  % при зварюванні плавким електродом.

4. Руйнування зварних з'єднань за обох технологічних варіантах відбувається вздовж осі металу шва. В зв'язку з цим для з'єднання стиків сплаву Д16 і ремонту його дефектних швів можна рекомендувати технологію зварювання як неплавким, так і плавким електродами, застосовуючи присадні дроти обох марок.

## Список літератури

1. Ищенко А.Я., Лабур Т.М. (2013) *Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов*. Киев, Наукова думка.
2. Wenez, A. (2005) Hundertfuntzig Jahre Aluminium. *der Praktiker*, 5, 74–75.
3. (2002) *Metal 2002: Good prospects for the future as the Newly Industrialised Countries gain greater importance*. IKB Deutsche Industriebank.
4. Ищенко А.Я. (2003) *Алюминиевые высокопрочные сплавы для сварных конструкций*. В сб.: *Прогресивні матеріали і технології*. Т.1. Киев, Академперіодика, сс. 50–82.
5. Белецкий В.М., Кривов Г.А. (2005) *Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение)*. Справочник. Фридляндер И.Н. (ред.). Киев, Коминтех.
6. Мильман Ю.В., Коржова Н.П. Сирко А.И. (2008) *Алюминий и его сплавы*. В сб.: *Неорганическое материаловедение. Металлы и технологии*. Т.2, кн. 1. Киев, Наукова думка, 52–68.
7. Жерносеков А.М., Андреев В.В. (2007) Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом. *Автоматическая сварка*, 10, 48–51.
8. Машин В.С., Покляцкий А.Г., Федорчук В.Е. (2005) Механические свойства соединений алюминиевых сплавов

- при сварке плавящимся и неплавящимся электродом. *Там же*, **9**, 43–49.
- Colchen, D. (2000) Application des calculs aux elements finis pour definir et valider des modeles analytiques de calcul de contrainte sur un assemblage bout a bout en alliage d'aluminium. *Soudage et techniques connexes*, **54**, 3/4, 3–16.
  - Ищенко А.Я., Лозовская А.В. (2001) Улучшение свариваемости алюминиевых сплавов путем оптимизации количества примесей. Проблемы современного материаловедения: *Труды V сессии Научного совета по новым материалам Международной ассоциации академических наук (12 мая 2000 г., Киев). Гомель, ИММС НАНБ*, сс. 72–77.
  - Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M. (2013) *Welding of modern structures from aluminium alloys*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
  - Wenez, A. (2005) Hundertfuntzig Jahre Aluminium. *Der Praktiker*, **5**, 74–75.
  - (2002) *Metal 2002: Good prospects for the future as the Newly Industrialised Countries gain greater importance*. IKB Deutsche Industriebank.
  - Ishchenko, A.Ya., Lozovskaya, A.V. (2001) Improvement of weldability of aluminium alloys by optimization of quantity of impurities: Problems of current materials science. In: *Proc. of 5<sup>th</sup> Session of Scientific Council on New Materials of Intern. Association of Academies of Sciences (May 12, 2000, Kyiv).Gomel, IMMS NANB, 72-77* [in Russian].
  - Zhernosekov, A.M., Andreev, V.V. (2007) Pulsed metal arc welding (Review). *The Paton Welding J.*, **10**, 48–51.
  - Mashin, V.S., Poklyatsky, A.G., Fedorchuk, V.E. (2005) Mechanical properties of aluminium alloys in consumable and nonconsumable electrode arc welding. *The Paton Welding J.*, **9**, 39–45.
  - Colchen, D. (2000) Application des calculs aux elements finis pour definir et valider des modeles analytiques de calcul de contrainte sur un assemblage bout a bout en alliage d'aluminium. *Soudage et Techniques Connexes*, **54**, 3/4, 3–16.
  - Ishchenko, A.Ya., Lozovskaya, A.V. (2001) Improvement of weldability of aluminium alloys by optimization of quantity of impurities: Problems of current materials science. In: *Proc. of 5<sup>th</sup> Session of Scientific Council on New Materials of Intern. Association of Academies of Sciences (May 12, 2000, Kyiv).Gomel, IMMS NANB, 72-77* [in Russian].

## References

## EVALUATION OF THE INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION OF FILLER WIRES ON WELDABILITY OF D16 ALUMINIUM ALLOY

T.M. Labur, V.A. Koval, M.R. Yavorska

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

E-mail: paton39@ukr.net

Aluminium alloy of D16 grade is widely used in aircraft industry, but at nonconsumable electrode arc welding it demonstrates a susceptibility to solidification (“hot”) cracking in the weld and zone of fusion with the base metal. This is associated with the action of the mechanism of high-temperature segregation cracking of the grain boundaries and breaking of metal bonds at metal crystallization, as a result of increase of local residual stress, which reduces the joint strength. Furtheron, the alloy composition was optimized by the quantity of alloying elements and admixtures. At present advanced alloys and welding technologies are used. The objective of the study is evaluation of the conditions of sound weld formation, their strength and ductility characteristics, depending on the chemical composition of batch-produced ZvAK5 and Zv1201 filler wires. The first wire widens the silicon content in the weld structure, it will promote lowering of the alloy susceptibility to technological heating and slowing down of metal embrittlement, and the second one is close to the alloy by its chemical composition. It is found that the cracking susceptibility of D16 alloy is determined by arc welding technology, filler wire chemical composition, and scheme of its feeding into the weld pool. It is shown that the conditions of consumable electrode welding slow down the realization of metal cracking mechanism, characteristic for nonconsumable electrode welding. The joint mechanical properties here are increased by 10...12 %, depending on filler wire composition. 10 Ref., 6 Tabl., 7 Fig.

*Keywords: aluminium alloy, nonconsumable and consumable electrode welding, permanent joints, hot cracks, weld structure mechanical properties, investigations*

Надійшла до редакції 22.03.2023



### VII Міжнародна конференція

#### «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи діагностування і прогнозування»

18–20 жовтня 2023 року на базі Тернопільського національного технічного університету імені Івана Пулюя відбудеться 7-а Міжнародна конференція «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи діагностування і прогнозування» (VII International Conference «In-service Damage of Materials: Diagnostics and Prediction»).

Організатори заходу – Європейське товариство з цілісності конструкцій (ESIS), Українське товариство з механіки руйнування матеріалів, Тернопільський національний технічний університет ім. Івана Пулюя, Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України та Інститут проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України.

Наукові напрями конференції: методи оцінювання, прогнозування та виявлення пошкодження матеріалів, неруйнівний контроль, методи оцінювання деградації та запобігання руйнуванню, проблеми впливу середовища на руйнування і міцність матеріалів, довговічність, цілісність та подовження терміну служби конструкцій.

Робоча мова: англійська.

Форма участі у конференції: очна, онлайн. Кінцевий термін реєстрації учасників – 1 вересня 2023 року. Тези доповідей приймаються до 1 вересня 2023 року.

Виголошені доповіді після рецензування буде опубліковано у спецвипуску «Procedia Structural Integrity», що індексується базами «Scopus» і «WoS».

## БЕЗФЛЮСОВЕ ПАЯННЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ПРИПОЄМ СИСТЕМИ Al–Ge

О.М. Сабадаш, С.В. Максимова

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 з безфлюсового паяння алюмінієвих сплавів АД1М, АМц (Al–Mn), АД31 (Al–Mg–Si) з застосуванням припою Al–25Ge–5Si–5Cu–1,5Mn–0,15Ti при температурі  $550 \pm 5$  °С в середовищі азоту високої чистоти. Результатами високотемпературного диференційного термічного аналізу визначено температури солідусу і ліквідусу припою. Теплові ефекти на отриманій термічній кривій свідчать про присутність трьох фаз, що корелює з результатами мікрорентгеноспектральних досліджень. Показано, що структура припою в вихідному стані утворена двома твердими розчинами: на основі  $\alpha$ -Al і  $\beta$ -GeSi та евтектикою. Механічними випробуваннями встановлено, що короткочасна міцність паяних з'єднань вище міцності основного металу, руйнування відбувається по сплаву АД1М. Міцність на зсув паяного з'єднання зі сплаву АМц становить  $\tau_s = 82$  МПа. Застосування ступінчатого охолодження паяного з'єднання зі сплаву АД31 з витримкою при температурі 500 °С сприяє підвищенню міцності на зсув з 84 до 102 МПа. Бібліогр. 42, табл. 1, рис. 7.

*Ключові слова:* безфлюсове паяння, алюмінієвий сплав, германієвий припій, азот, паяне з'єднання, міцність на зсув

**Вступ.** Високотемпературне паяння алюмінієвими припоями застосовують для одночасного з'єднання деталей і вузлів багат шарової тонкостінної (завтовшки  $\leq 1$  мм) конструкції з алюмінієвих сплавів серій 1000 (Al), 3000 (Al–Mn), 6000 (Al–Mg–Si) з метою забезпечення відповідних технічних характеристик (міцності, прецизійного (прецензійного) розміру, температуро- і теплопровідності) при експлуатації.

Основною проблемою виготовлення паяних конструкцій є порушення цілісності алюмінієвих тонкостінних деталей внаслідок взаємодії з припоєм в умовах високотемпературного нагріву. Існуючі технологічні процеси паяння окремих вузлів, зокрема, щілинних антен з алюмінієвого сплаву АМц (А3003) припоєм системи Al–Si шляхом занурення в розплав з хлоридних сполук [1, 2] і хвильоводів в осушеному повітрі печі з використанням припою Al–Si у вигляді порошкової суміші з флюсом системи KCl–LiCl [3, 4] екологічно небезпечні за значними випарами токсичних сполук і потребують вагомих затрат на утилізацію флюсу і його корозійноактивних залишків.

Створення паяльних листів з основного металу з тонким поверхневим шаром припоїв систем Al–Si [5] і Al–Si–Mg [5–7] сприяло розвитку пічного паяння теплообмінників з алюмінієвих сплавів серій 1000 і 3000 в контрольованому середовищі (вакуум, очищений азот). Формування з'єднання Al-сплаву при температурі паяння 600...620 °С в вакуумі визначаються дифузиею Si в багат шаровому матеріалі і балансом швидкостей випаровування Mg у відкритих і закритих зонах радіатора [8–10]. Недоліком цього способу є неможливість

застосування антикорозійних покриттів, що містять анодний протектор-цинк, який спрямований на електрохімічний захист основного металу шляхом зниження потенціалу [10, 11].

Відомо застосування алюмінієвих паяльних листів з модифікованим шаром «припій Al–Si–покриття» [12] при пічному паянні конструкцій з алюмінієвих сплавів серій 1000 і 3000 в температурному інтервалі 600...620 °С в очищеному азоті ( $p_{O_2} < 700$  Па,  $T_{\text{роси}} = -50$  °С). В системі «припій Al–Si–покриття–основний метал» успішне формування паяного з'єднання залежить від легування: добавки літію [13], вісмуту [14] зменшують поверхневий натяг припою на межі з основним металом; багат шарові електрохімічні покриття з нікелю [15], цинку, олова [16] в комбінації з некорозійноактивним флюсом KF–AlF<sub>3</sub>, який ефективно очищує поверхню, забезпечують високі капілярні властивості припою [17, 18] і покращують змочування припоєм основного металу. Мікродобавки Bi і Mg в припій Al–10Si сприяють якісному заповненню зазору в атмосфері азоту ультрависокої чистоти ( $p_{O_2} = 10^{-25}$  Па) [19].

Алюмінієві припої системи Al-(6,8...13)Si плавляться при високій температурі 577...613 °С (рис. 1, а) [20, 21], яка близька до температури солідусу сплавів серії 5000 (системи Al–Mg, сплав 5052 має  $T_c = 568$  °С) і 6000 (Al–Mg–Si, сплав А6061,  $T_c = 600$  °С) [22], що має негативний вплив на цілісність основного металу і мікроструктуру  $\alpha$ -твердого розчину. Для зменшення негативного впливу температури на основний метал необхідно застосовувати елементи, які знижують



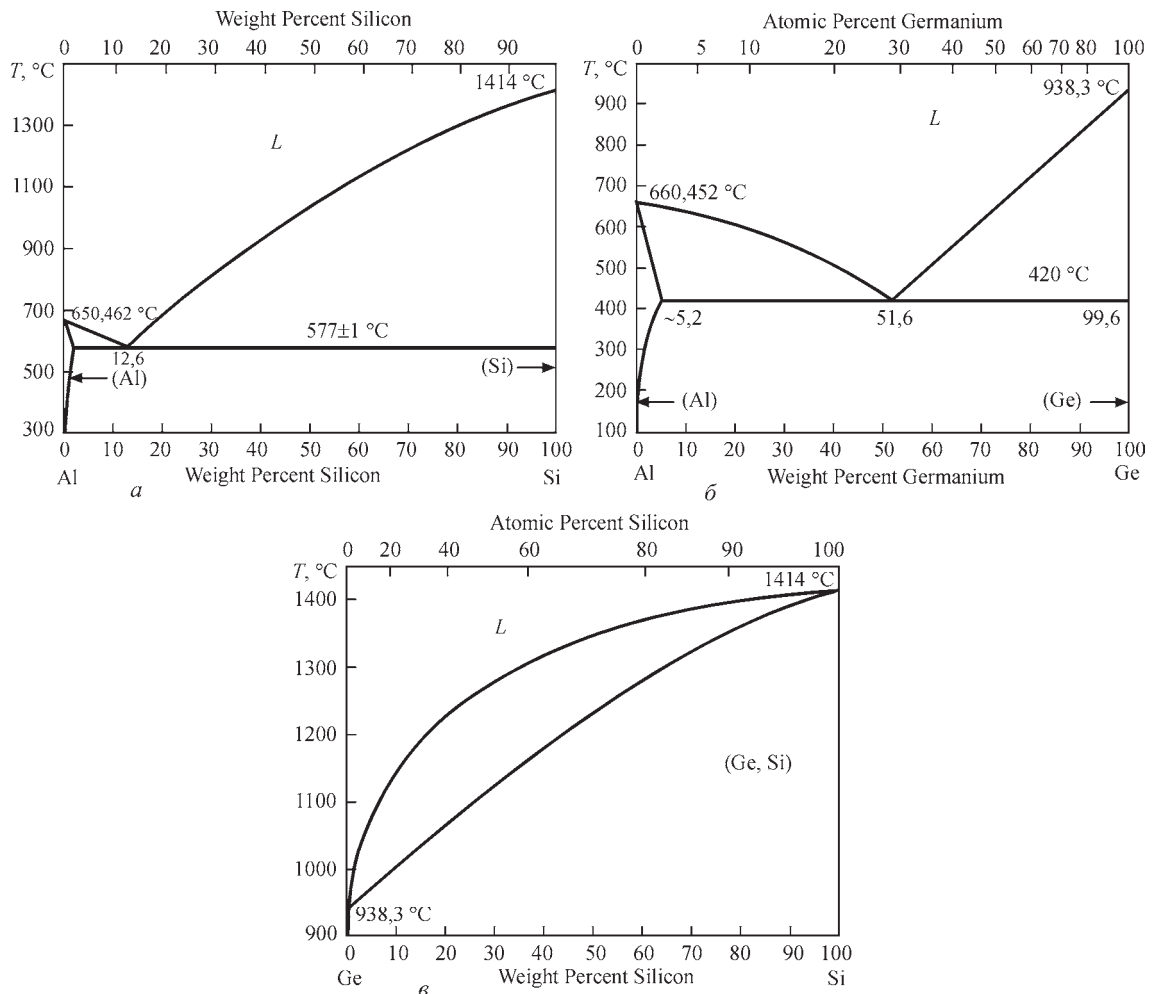


Рис. 1. Бінарні діаграми стану металевих систем: Al-Si (а); Al-Ge (б); Ge-Si (в) [20]

температуру плавлення алюмінієвого сплаву до 450...550 °С (рис. 1, б).

Припої зі зниженою температурою плавлення ґрунтуються на потрійних сплавах системи Al-Si-Me з високим вмістом металів-депресантів (Me = Cu, Ge, Zn). В багатій алюмінієм області, система Al-Cu-Si містить комбінацію фаз  $\text{Al}_2\text{Cu}$  і (Si), які знаходяться в рівновазі з твердим розчином на основі  $\alpha$ -алюмінію [23–25]. Потрійна евтектика Al-5Si-27Cu плавиться при 525 °С [23].

Об'єм і морфологія кристалів крихкої фази  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , як складової мікроструктури шва, наявної в міжзеренному прошарку  $\alpha$ -твердого розчину суттєво впливає на рівень міцності на зсув (40...60 МПа) паяного припоєм Al-9,6Si-20Cu (в вакуумі при температурі 570 °С) з'єднання зі сплаву А6061 [26]. Додаток нікелю до припою Al-9,6Si-20Cu звужує температурний інтервал плавлення припою 73Al-20Cu-2Ni-5Si, сприяє збагаченню Al-твердого розчину частинками фаз  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,  $\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}_6$  [27, 28],  $\delta\text{-Al}_3\text{CuNi}(\text{Al}_3\text{Ni}_2)$  [29] і підвищенню міцності на зсув.

Безфлюсове паяння в очищеному азоті з застосуванням Al-листа з двохшаровим покриттям Al-Si та Cu-Ni, яке при контактному плавленні

продукує припій 73Al-20Cu-2Ni-5Si з одночасним стисненням деталей при температурі паяння 540 °С підвищує (~ на 50 %) рівень міцності паяних з'єднань зі сплавів А3003, А6013, А7475 [27, 28]. Але застосування стиснення не завжди прийнятне, що обумовлено геометричними і технологічними особливостями паяних вузлів. Флюсове паяння сплаву А6063 з застосуванням припою 73Al-20Cu-2Ni-5Si і хлоридного флюсу з подальшою термічною обробкою (530 °С/3 год, 160 °С/1 год) сприяє підвищенню міцності (на 28 %) з'єднання порівняно з такою при використанні припою Al-6,5Si-20Cu [29]. Слід зазначити, що припої системи Al-Si-Cu з високим вмістом міді перевищують допустиму різницю потенціалу корозії відносно потенціалу алюмінієвих сплавів, що посилює корозійне руйнування паяного з'єднання в агресивному середовищі [27, 28, 30] і потребує додаткових заходів захисту.

Перспективними (з точки зору температури плавлення) для паяння алюмінієвих матеріалів є сплави системи Al-Ge-Si, які досліджені експериментальними [31] і розрахунковими [32, 33] методами. В сплавах потрійної системи Al-Ge-Si області бінарних евтектичних реакцій

L (рідина) ↔ (Al)+(Si) та L ↔ (Al)+(Ge) поєднуються з областю L ↔ (Al)+(SiGe), що призводить до зниження температури плавлення сплавів з 578 °C (~ 12,7 мас. % Si) до 424 °C (~ 53 мас. % Ge) [31].

Припої системи Al–Ge–Si [34, 35] з високим вмістом Ge (~25 %) занадто дорогі для більшості застосувань. Паяне припоями Al–12Si–(25, 35, 45)Ge–(≤1)Mg–(≤1)Cu з'єднання сплаву А6061 у вакуумі при підвищенні температури з 550 до 575 °C і тривалій витримці (~ 60 хв) досягає міцності, що становить ~90 % від міцності основного металу [35]. Відносно сплаву А5052 (Al–Si–2,2...2,8 % Mg), межа міцності з'єднання суттєво знижується (~ 40 %) завдяки росту наявного шару крихкої сполуки Mg<sub>2</sub>Ge в реакційній зоні при взаємодії Mg (з основного металу) та Ge з припоєю. Часткова заміна Ge на Zn в припої Al–9,5Si–10Ge–15Zn–0,7Sr і додавання Sr, який сприяє подрібненню фази β-(GeSi), сприяє збільшенню міцності (на ~ 7 %) з'єднання сплаву А6061 [36] порівняно зі з'єднанням, що отримане з застосуванням припою Al–9,5Si–10Ge–15Zn [37] при температурі паяння 580 °C.

Прийнятною температурою плавлення (525...565 °C) характеризуються доевтектичні сплави системи Al–Si, що містять цинк (10...50 мас. %) [38]. В потрійному сплаві Al–Si–Zn при вмісті кремнію >1,6 мас. % він кристалізується в вигляді голкоподібної фази [39]. Мікродобавки 0,09 Sr [40], 0,06 Ce і 0,08 мас. % Ti [41] подрібнюють первинні кристали фази (Si) в припої Al–6,5Si–42Zn. При газополуменовому флюсовому паянні алюмінієвого сплаву А6061 припоєм Al–6,5Si–42Zn–0,09Sr при температурі 580 °C і застосуванні примусового охолодження з'єднання у воді, міцність може досягати ~ 90 % від межі міцності основного металу [40]. Недоліком припоїв системи Al–Si–Zn є здатність розчиняти основний метал (при T = 433 °C в Al розчиняється ~ 70 мас. % Zn [23]), що може сприяти руйнуванню паяних тонкостінних елементів багатшарової алюмінієвої конструкції. Таким чином, розробка легкоплавких припоїв і методів паяння

при температурі, що нижча за 550 °C наразі є актуальною і користується великим попитом при виготовленні окремих конструкцій і паяних вузлів з алюмінієвих сплавів.

Метою даної роботи є дослідження формування з'єднання алюмінієвих сплавів АД00, АМц, АД31 з застосуванням легкоплавкого германієвого припою (T<sub>л</sub> = 500 °C) в умовах безфлюсового паяння в середовищі азоту високої чистоти.

**Матеріали і методика досліджень.** Зразки для досліджень виготовляли з листів з алюмінієвих сплавів АД1, АМц і профілю сплаву АД31 завтовшки 1 мм (таблиця).

Припій системи Al–Ge–Si–Cu з добавками Mn, Ti виготовляли індукційним плавленням в середовищі чистого аргону металів (99,95Al, 99,95Cu, Ge полікристалічний) і лігатур (Al–12Si, Al–2Ti, Al–10Mn) при температурі 700 °C в тиглі з дрібнокристалічного графіту марки МПГ-7. Отриманий сплав заливали в мідну виливницю при температурі 570...580 °C. Температуру солідусу (T<sub>с</sub>) і ліквідусу (T<sub>л</sub>) припою визначали диференційним термічним аналізом (ДТА) за допомогою установки ВДТА-8МЗ в умовах нагрів-охолодження (V = 40 °C/хв) в середовищі гелію. Попередньо збірку (сплав масою 1 г, термопара ХА діаметром D = 0,1 мм, алундовий тигель) калібрували по температурі кристалізації чистих металів (Al, Zn, Sn). Алюмінієві зразки перед паянням очищали шляхом: знежирення в розчині 15 % NaOH, T = 50...55 °C t = 60 с; травлення в розчині 20 об. % HNO<sub>3</sub>, 2 об. % HF, t = 60 с, промивання між операціями в гарячій (T = 60...65 °C) і холодній (T = 8...22 °C) воді подвійної дистиляції. Паяння зразків (рис. 2) з величиною напуску 1 мм виконували при температурі 550 ± 5 °C і витримці t ≤ 2,5 хв в проточному азоті (99,999 об. % N<sub>2</sub>, 0,0005 об. % O<sub>2</sub>, 0,0007 об. % H<sub>2</sub>O) із застосуванням паяльної пасти (порошок припою, сполучна рідина – лапрол 6003-2Б-18).

Після відключення нагріву проводили ступінчатий режим охолодження з витримкою при температурі ліквідусу припою (500 °C) на протязі

Хімічний склад (мас. %) і температура плавлення (T, °C) алюмінієвих сплавів

Сплав	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	T <sub>с</sub>	T <sub>л</sub>
АД1М	0,3	0,3	0,3	0,03	0,05	0,0	0,1	0,15	643	657
АМц	0,6	0,7	0,20	1,0...1,5	–	0,0	0,1	–	643	654
АД31	0,2...0,6	0,5	0,1	0,1	0,45...0,9	0,1	0,2	0,15	616	654

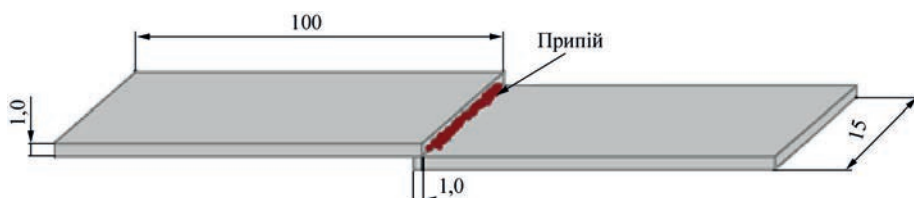


Рис. 2. Скіз напускового зразка

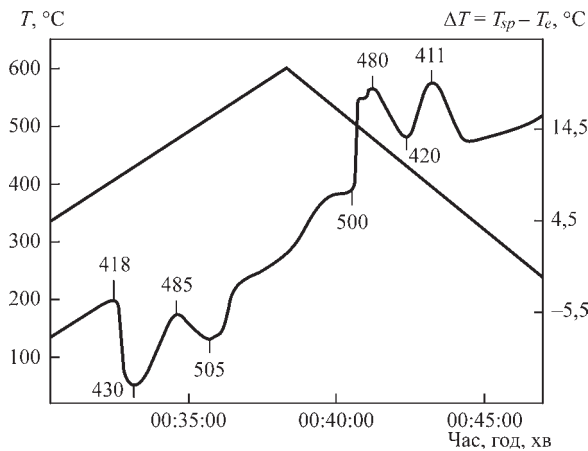


Рис. 3. Термограма ДТА припою Al-25Ge-5Si-5Cu-1,0Mn-0,15Ti

15 хв. Мікроструктуру припою в вихідному стані і паяних з'єднань з алюмінієвих сплавів досліджували за допомогою скануючого електронного мікроскопу JSM-840 з рентгенівським мікрозондовим аналізатором Camebax SX50. Шляхом випробувань на розтяг визначали міцність на зсув паяних з'єднань при кімнатній температурі з встановленою швидкістю ( $V = 1$  мм/с) переміщення захвату розривної машини.

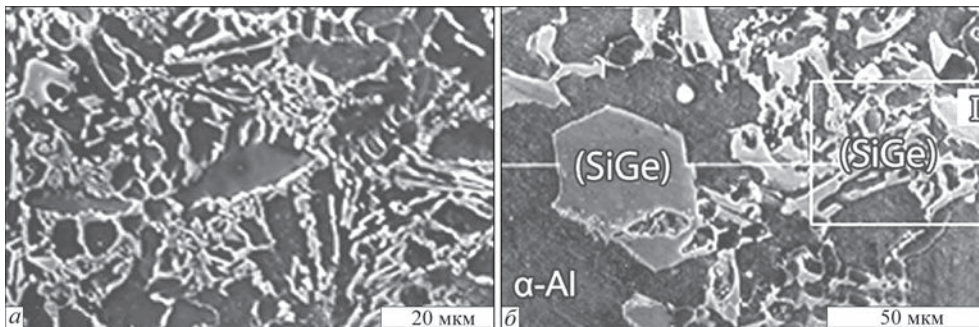


Рис. 4. Мікроструктура припою 63,6Al-25Ge-5Si-5Cu-1,5Mn-0,15Ti: *a* – в литому стані; *b* – в стані відпалу за режимом (400 °C/15 хв)

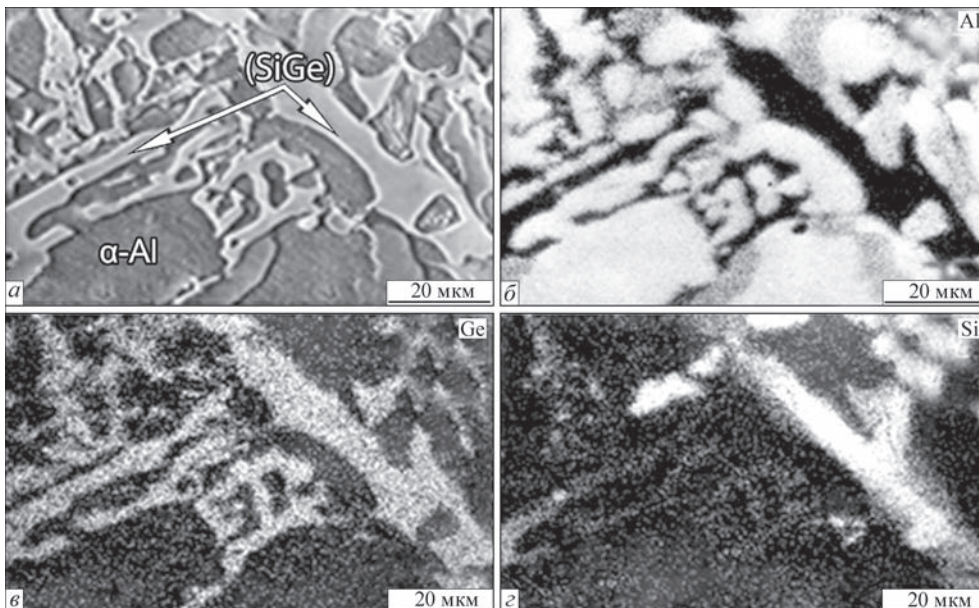


Рис. 5. Електронне зображення (*a*) мікроструктури припою та карти розподілів хімічних елементів Al (*b*), Ge (*c*), Si (*d*)



Сплави систем Al–Ge і Al–Si характеризуються мінімальною температурою плавлення при утворенні евтектики, а сплави системи Si–Ge відрізняються наявністю безперервних твердих розчинів перемінної концентрації (рис. 1, *в*) і більш високою температурою плавлення [20].

Вміст алюмінію, германію і кремнію в припої вказує на область потрібної діаграми Al–Si–Ge [31] з реакцією  $L \leftrightarrow (Al) + (Si_xGe_y)$ , де в рівновазі існують наступні складові: рідка фаза, алюмінієвий твердий розчин,  $\beta$ -фаза ( $Si_xGe_y$ ). При охолодженні (4 К/хв.) сплавів системи Al–Ge–Si утворюються пластинчасті кристали фази –  $Si_xGe_y$  з різним масовим співвідношенням Si/Ge [31].

Результатами мікрорентгеноспектрального аналізу визначено, що після відпалу (400 °C/15 хв.) в припої присутні наступні фази: твердий розчин на основі алюмінію 93Al–4,6Ge–0,1Si–1,4Cu–0,07Mn–0,01Ti ( $\alpha$ -Al), кристали фази –  $Si_xGe_y$ , що містять 0,40Al–42,85Ge–56,58Si–0,17Cu (Mn, Ti сліди), евтектична складова і фаза на основі германію 39,44Al–59,05Ge–0,67Si–0,84Cu (Mn, Ti сліди) (рис. 4, *б*). Після відпалу спостерігається збільшення розмірів зерен фази –  $Si_xGe_y$  в порівнянні з вихідним станом. Вони характеризуються перемінною концентрацією складових елементів.

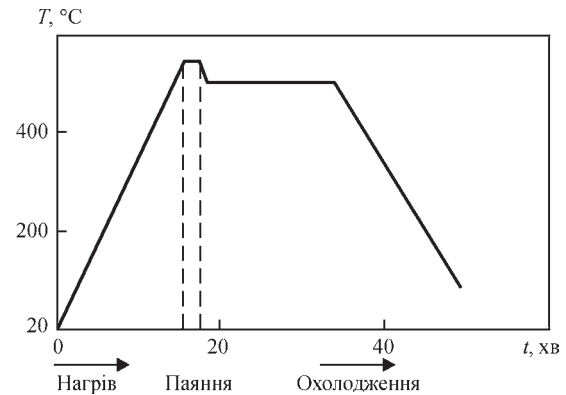


Рис. 6. Термічний цикл паяння припоєм системи Al–Ge–Si–Cu алюмінієвих сплавів в азоті високої чистоти

тв. В роботі [42] вказано, що в сплавах системи Al–18Si–xGe, при вмісті Ge до 60 % зерна первинної фази ( $Si_xGe_y$ ) стають досить грубими і можуть мати розмір в кілька сотень мікрометрів.

При картуванні мікроструктури припою (рис. 5, *а*) визначено окремі фази, які містять підвищену концентрацію алюмінію (рис. 5, *б*), германію (рис. 5, *в*), кремнію (рис. 5, *з*), що корелює з кількісним визначенням хімічного складу окремих фаз.

Нагрів алюмінієвих зразків до температури  $550 \pm 5$  °C, що перевищує температуру ліквіду-

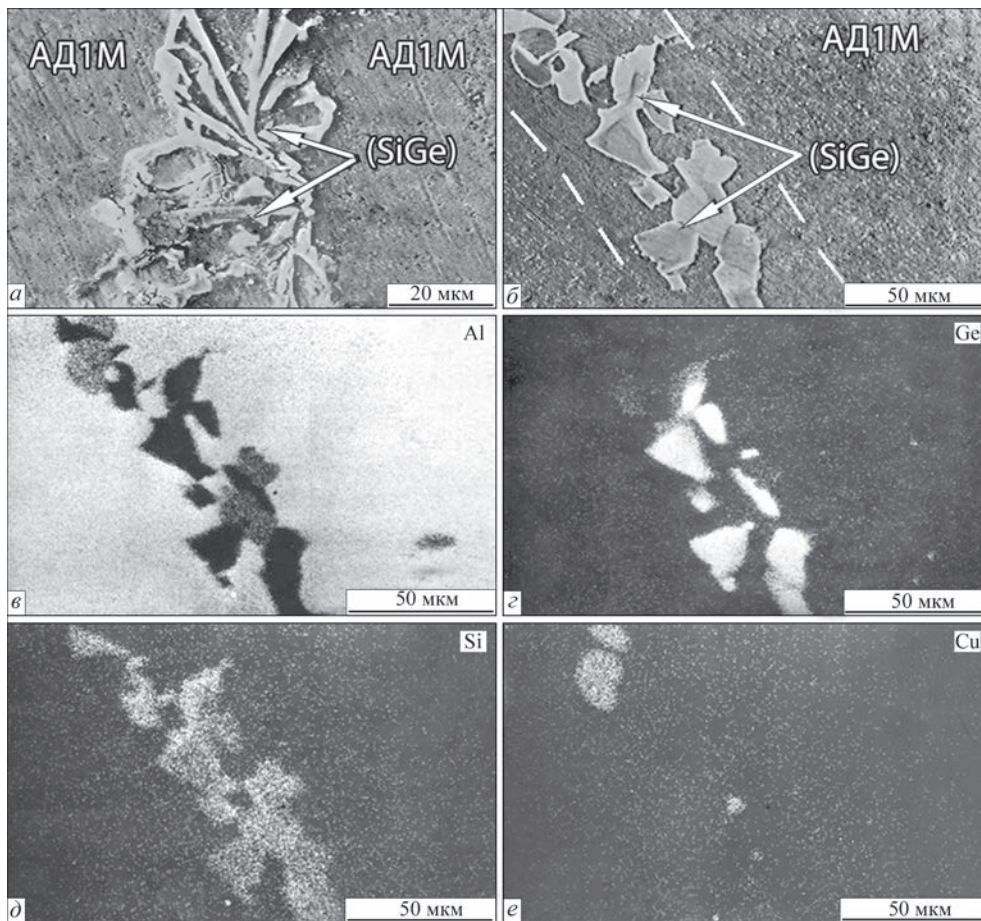


Рис. 7. Електронне зображення мікроструктури паяного шва з'єднання сплаву АД1М у вихідному стані після паяння (*а*), після ступінчатого охолодження (*б*) та карти розподілу хімічних елементів: алюмінію (*в*), германію (*з*), кремнію (*д*) і міді (*е*) при використанні припою Al–25Ge–5Si–5Cu–1Mn–0,15Ti

су припою на 50 °C (з витримкою 1,5...2 хв) в середовищі азоту високої чистоти з застосуванням германієвого припою забезпечує його плавлення і змочування основного металу. При охолодженні відповідно до термічного циклу (рис. 6) формуються паяні з'єднання з алюмінієвих сплавів АД1М, АМц, АД31 з повним пропаєм.

За допомогою МРСА досліджено структуру з'єднання зі сплаву АД1М після паяння (рис. 7, а) і після ступінчатого режиму охолодження (рис. 7, б). Встановлено, що структура паяного шва з'єднання зі сплаву АД1М містить:  $\alpha$ -твердий розчин на основі алюмінію; пластинчасті кристали  $\beta$ -фази ( $\text{Si}_x\text{Ge}_y$ ) і легкоплавку евтектичну складову.

Отримані результати досліджень показали, що хімічний склад металу паяного шва мало відрізняється від хімічного складу припою у вихідному стані. Концентрація елементів в  $\alpha$ -Al твердому розчині 94,22Al–3,79Ge–0,9Si–,85Cu–0,02Ti–0,26Mn практично не змінюється. В евтектиці (39,44Al–59,05Ge–7,11Si–0,84Cu) спостерігається незначне підвищення концентрації кремнію з 0,67 до 7,11 % і зміна морфології кристалів фази ( $\text{Si}_x\text{Ge}_y$ ) з пластинчастої на огранену та збільшену їх розміру (рис. 7, б).

Механічними випробуваннями на розтяг (при кімнатній температурі) встановлено, що міцність паяних напускних зразків зі сплаву АД1М вища міцності основного металу, руйнування відбувається по основному металу АД1М, а не по паяному шву. Короткочасна міцність на зсув з'єднання зі сплаву АМц становить 82 МПа. А міцність на зсув паяного з'єднання зі сплаву АД31 після ступінчатого охолодження з витримкою при температурі ліквідусу припою (500 °C/15 хв) збільшується з 84 до 102 МПа.

## Висновки

Встановлено температурно-часові режими ( $T_n = 550 \pm 5$  °C,  $t \leq 2$  хв) формування якісного з'єднання з алюмінієвих сплавів АД1М, АМц, АД31 при безфлюсовому паянні з застосуванням припою Al–25Ge–5Si–5Cu–1Mn–0,15Ti в азоті високої чистоти.

Мікрорентгеноспектральним аналізом визначено, що після паяння структура паяного шва з'єднань з алюмінієвого сплаву (АД1М) містить два твердих розчини: на основі алюмінію ( $\alpha$ -Al) і на основі  $\beta$ -фази ( $\text{Si}_x\text{Ge}_y$ ), які формують евтектичну складову.

Результатами механічних випробувань (при кімнатній температурі) доведено, що міцність паяного шва зі сплаву АД1М вище міцності основного металу ( $\sigma_b = 60$  МПа). Міцність на зсув паяного з'єднання зі сплаву АМц становить 82 МПа.

Застосування ступінчатого охолодження для паяного з'єднання зі сплаву АД31 сприяє підвищенню міцності на зсув з 84 до 102 МПа.

## Список літератури/References

- Dudley, D.A., Perry, E.R. (1996) *Flux Bath Brazing – an Engineering Technique*. Park Thermal INT'L. Corp. 17.
- Storchay, E.I. (1980) *Flux brazing of aluminum*. Moscow: Mechanical engineering.
- Balashov, V.M., Pashkov, I.N., Kaplunov, A.A. (2009) High-temperature filler metal pastes for brazing complex waveguide structures. Questions of radio electronics. *General technical series*. 3, 89–98.
- Balashov, V.M., Semenova, E.G., Liu, Ch.Ts. (2010) Resource-saving technologies for high-temperature brazing of complex-shaped antenna structures in electric furnaces. *Proceedings of the IV All-Russian Conference «Radiolocation and Radio Communication» – IRE RAS. November 29 – December 3 (2010) Moscow*, 826–838.
- Yoon, J.S., Lee, S.H., Kim, M.S. (2001) Fabrication and brazeability of three-layer 4343/3003/4343 aluminum clad sheet by rolling. *Journal of Materials Processing Technology*, 111, 85–89.
- Ohashi, Y., Gotou, A., Suzuki, Y., Yanagawa, Y. (2014) Flux-free Brazing Using Brazing Sheets with Thin Aluminum Layer. *Journal of The Japan Institute of Light Metals*, 64, 4, 137–141.
- Hattori, T., Sakai, S., Sakamoto, A., Fujiwara, C. (1994) Brazeability of Aluminum in Vacuum-Nitrogen Partial-Pressure Atmosphere Brazing. *Welding Journal*, 10, 233–240.
- Bernardi, C., Hazotte, A., Siredey-Schwaller, N. Et al. (2014) Microstructure Evolution in an Aluminum Cladded Sheet during Vacuum Brazing. *Vacuum Brazing Materials Science Forum*, 355–360. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.790-791.355.
- Yiyou, T., Zhen, T., Jianqing, J. (2013) Effect of Microstructure on Diffusional Solidification of 4343/3005/4343 MultiLayer Aluminum Brazing Sheet. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 44A, 1760–1766. DOI: 10.1007/s11661-012-1550-5
- Bordo, K., Chakravarthy, V., Peguet, L., Afseth, A. (2018) Electrochemical and microstructural characterization of multi-clad aluminium brazing sheets. *Corrosion Science*, 131, 28–37.
- Pech-Canul, M.A., Guía-Tello, J.C., Pech-Canul, M.I. et al. (2017) Electrochemical behavior of tube-fin assembly for an aluminum automotive condenser with improved corrosion resistance. *Results in Physics*, 7, 1760–1777. DOI: 10.1016/j.rinp.2017.05.008
- Harksworth, D.K. (2013) Fluxless brazing of aluminium. Advances in brazing. *Science technology and applications*, Oxford, 566–585.
- Childree, D.L. A New Al–Si–Li (1996) Filler Metal that Enhances Brazeability of High-Strength Alloys in CAB and Vacuum. *Journal of Materials & Manufacturing*, 105, 5, 248–256.
- Ohashi, Y., Gotou, A., Suzuki, Y., Yanagawa Y. (2014) Flux-free brazing using brazing sheets with thin aluminum layer. *Journal of The Japan Institute of Light Metals*, 64, 4, 137–141.
- Graham, M.E., Hoffman, R.A., Hoffman, M.A. (2005) *Fluxless brazing method and method for manufacturing layered material systems for fluxless brazing*. Patent 6959853 US. B23K 31/02. Pub. Data: Nov. 01.2005.
- Mooij, J.N., Wittebrood, A.J., Olga, J.H.J. (2002) *Brazing sheet product and method of its manufacture*. Patent 6379818 US B32B 15/20; C25D 5/44; B32K 35/28. Pub. Data: Apr. 30 (2002)
- Swidersky, H.W. (2001) Aluminium Brazing with Non – corrosive Fluxes – State of the Art and Trends in NOCOLOK Flux Technology. *Proceedings of the 6th International Conference on Brazing, High Temperature Brazing and Diffusion Bonding (LÖT 2001)*, Aachen, Germany (May 2001), 164–169.
- Yu, C.N., Harksworth, D., Liu, W., Sekulic, D.P. (2012) Al brazing under severe alterations of the background atmos-



- phere: A new vs. traditional brazing sheet. *5th International Brazing and Soldering Conference, IBSC (2012) April 22–25, Vegas, Nevada, US: ASM International.*
19. Shinoda, T., Ozawa, S., Kawashima, K. et al. (2022) Flux-Free Brazing of Aluminum Alloys under Ultra-Low Oxygen Partial Pressure through a Zirconia Oxygen Pump. *Materials Transactions*, 63, 10, 1477–1483.
  20. Massalski, T.B. (1990). *Binary Alloy Phase Diagrams*, American Society for metals. (Ohio: Metals Park: ASM International: CD).
  21. Schwartz, Mel. M. (2003) *Brazing. Second Edition*. ASM International® Materials Park, Ohio.
  22. Mills, C.K. (2002) *Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys*. Woodhead Publishing Ltd. and ASM International. Cambridge.
  23. Mondolfo, L.F. (1976) *Aluminum Alloys: Structure and Properties*, London, UK, P.971.
  24. Belov, N.A. (2009) *Phase composition of aluminum alloys*. Moscow.
  25. Morando, C., Fornaro, O. (2018) Morphology and Phase Formation During the Solidification of Al–Cu–Si and Al–Ag–Cu Ternary Eutectic Systems. *Materials Research* 21(2). DOI: <http://dx.doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2017-0930>
  26. Chang, S.Y., Tsao, L.C., Li, T.Y., T Chuang, H. &&&(2009) Joining 6061 aluminum alloy with Al–Si–Cu filler metals. *Journal of Alloys and Compounds*, 488, 174–180.
  27. Humpston, G., Sangha, S.P., Jacson, D.M. (1995) New filler metals and process for fluxless brazing of aluminium engineering alloys. *Materials Science and Technology*, 11, 1161–1167.
  28. Jacobson, D.M., Humpston, G., Sangha, S.P. (1996) A new low-melting-point aluminum braze. *Welding Journal*, 75 (8), 243–250.
  29. Peng, C., Zhu, D., Li, K. et al. (2021) Research on a Low Melting Point Al–Si–Cu (Ni) Filler Metal for 6063 Aluminum Alloy Brazing. *Applied Sciences*, 11, 4296. <https://doi.org/10.3390/app11094296>.
  30. Wang, S.S., Cheng, M.D., Tsao, L.C., Chuang, T.H. (2001) Corrosion behavior of Al–Si–Cu–(Sn, Zn) brazing filler metals. *Materials Characterization*, 47, 401–409.
  31. Song, H., Hellawell, A. (1990) Solidification in the System Al–Ge–Si. The Phase Diagram, Coring Patterns, Eutectic Growth, and Modification. *Metallurgical Transactions A*, 21A, 734–740.
  32. Ohmiya, M., Ohsasa, K., Ohmi, T., Kudon, M. (1991) Calculation of Equilibrium Phase Diagram of Al–Ge–Si Ternary System. *Bulletin of the Faculty of Engineering Hokkaido University*, 156, 11–19.
  33. Hayes, F.H., Longbottom R.D., Ahmad, E., Chen G. (1993) On the Al–Si, Al–Ge, and Al–Ge–Si systems and their application to brazing in high power semiconductor devices. *Journal Phase Equilibria* 14, 425–431.
  34. Niu, Z., Huang, J., Chen, S., Zhao, X. (2016) Effects of germanium additions on microstructures and properties of Al–Si filler metals for brazing aluminum. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 26, 775–782. DOI: 10.1016/S1003-6326(16)64167-5
  35. Kayamoto, T., Kim, J.H., Saito, S., Onzawa, T. (1994) Brazing of Al–Mg Alloy and Al–Mg–Si Alloy with Al–Ge Based Filler Metals, *Proceedings of Workshop of the Japanese Welding Society*, 12, 495–501.
  36. Niu, Z., Huang, J., Chen, S., Zhao, X. (2017) Influence of Sr additions on microstructure and properties of Al–Si–Ge–Zn filler metal for brazing 6061 aluminum alloy. *Journal of Materials Research*, 32, 4, 28, 822–830. DOI:<https://doi.org/10.1557/jmr.2016.467>
  37. Niu, Z., Huang, J., Yang, H. et al. (2015) Preparation and Properties of a Novel Al–Si–Ge–Zn Filler Metal for Brazing Aluminum. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 24, 2327–2334.
  38. Suzuki, K., Kagayama, M., Takeuchi, Y. (1993) Eutectic phase equilibrium of Al–Si–Zn system and its applicability for lower temperature brazing. *Light Metal*, 43, 533–538.
  39. Chen, R.Y., Willis, D.J. (2005) The Behavior of Silicon in the Solidification of Zn–55Al–1.6Si Coating on Steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, 36A, 117–128.
  40. Dai, W., Xue, S., Ji, F. et al. (2013) Brazing 6061 aluminum alloy with Al–Si–Zn filler metals containing Sr. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 20, 4, 365–370. DOI: 10.1007/s12613-013-0736-1
  41. Yang, J., Xue, S., Dai, W., Xue, P. (2015) Saturation phenomenon of Ce and Ti in the modification of Al–Zn–Si filler metal. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 22, 2, 184–189. DOI: 10.1007/s12613-015-1059-1
  42. Zhang, Y., Gao, T., Liu, X. (2014) Influence of Ge content on the microstructure, phase formation and microhardness of hyper-eutectic Al–Si alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 585, 442–447. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.09.180>

## FLUXLESS BRAZING OF ALUMINIUM ALLOYS BY BRAZING FILLER METAL OF Al-Ge SYSTEM

O.M. Sabadash, S.V. Maksymova

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 paper gives the results of investigations on fluxless brazing of AD1M, AMts (Al–Mn), AD31 (Al–Mg–Si) aluminium alloys (Al–Mg–Si) with application of Al–25Ge–5Si–5Cu–1.5Mn–0.15Ti brazing filler metal at the temperature of  $550 \pm 5$  °C in the atmosphere of high-purity nitrogen. The results of high-temperature differential thermal analysis were used to determine the solidus and liquidus temperatures of the brazing filler metal. Thermal effects on the derived thermal curve are indicative of the presence of three phases, which correlates with the results of X-ray microprobe analysis. It is shown that the brazing filler metal structure in the initial state is formed by two solid solutions, based on  $\alpha$ -Al and  $\beta$ -GeSi and eutectics. Mechanical testing revealed that the short-term strength of the brazed joints is higher than that of the base metal, and fracture occurs in AD1M alloy. Application of steplike cooling of AD31 alloy brazed joint with soaking at the temperature of 500 C promotes increase of shear strength from 84 to 102 MPa. 42 Ref., 1 Tabl., 7 Fig.

*Keywords:* fluxless brazing, aluminium alloy, germanium brazing filler metal, nitrogen, brazed joint, shear strength

Надійшла до редакції 18.04.2023



### 19-та Міжнародна конференція з моніторингу технічного стану

12–14 вересня 2023 року, Нортгемптон, Велика Британія

Конференцію організовує BINDT у тісному партнерстві з Міжнародним товариством моніторингу стану (ISCM) і Товариством США з технології запобігання відмовам машин (MFPT).





## ДІЯЛЬНІСТЬ ПРОВІДНИХ ЗВАРЮВАЛЬНИХ ІНСТИТУТІВ СВІТУ

Міжнародний інститут зварювання (IIW) об'єднує 62 професійні зварювальні установи і організації з 51 країни світу, серед яких чимало всесвітньо відомих інститутів зварювання, зокрема, Зварювальний технологічний інститут Австралії, Індійський інститут зварювання, Інститут зварювання Мексики, Південноафриканський інститут зварювання, Інститут зварювання Великої Британії, Інститут зварювання Франції, Інститут зварювання Словачії, Інститут електрозварювання України, Польський інститут зварювання, Едісонівський інститут зварювання США та інші.

Унікальне міжнародне співробітництво організацій під егідою IIW та регіональних зварювальних об'єднань у Європі (Європейська зварювальна Федерація – EWF), Азії (Азіатська зварювальна федерація – AWF), Америці (Американське зварювальне товариство – AWS) сприяє оптимальному використанню та інноваціям у технологіях з'єднання, міжнародній стандартизації та якості через освіту, навчання, кваліфікаційну підготовку та сертифікацію окремих компаній та фахівців.

Зварювальні інститути – члени міжнародних об'єднань отримують переваги завдяки розробленій і функціонуючій під головуванням IIW спільній глобальній моделі роботи, що забезпечує інновації та передачу технологій, глобально гармонізовані програми освіти, навчання, кваліфікації та сертифікації, доступ і внесок у колективні знання, включаючи відповідні технології зварювання для різних галузей економіки, рецензування технічних робіт і публікацій, досягнення в галузі охорони здоров'я, безпеки праці та навколишнього середовища, міжнародну стандартизацію та фахове спілкування по всьому світу.

Основні види діяльності провідних зварювальних інститутів світу включають:

- наукові дослідження і розробки;
- трансфер інновацій;
- підготовка, атестація і сертифікація зварювального персоналу;
- сертифікація зварювального виробництва, технологій, обладнання, матеріалів;
- консультації і інформаційна підтримка;
- експертиза і роботи з НК;
- лабораторні дослідження;
- проведення професійних зборів, зустрічей різного рівня;
- видавнича діяльність.

Кваліфікаційна підготовка, атестація і сертифікація зварювального персоналу для промислового виробництва, яка здійснюється за програмами

МІЗ або регіональних зварювальних об'єднань, наприклад, Європейської зварювальної федерації, є основним видом діяльності переважної більшості провідних національних зварювальних установ (товариств, інститутів, центрів).

Міжнародним інститутом зварювання, Європейською зварювальною федерацією запроваджено положення та схеми акредитації національних центрів підготовки зварювального персоналу, включаючи атестацію інструкторів-зварювальників, які займаються підготовкою кадрів для зварювального виробництва.

Під керівництвом професійних зварювальних товариств (DVS – Німеччина, AWS – США та ін.), інститутів зварювання (TWI – Великобританія, IS – Франція та ін.) та за їх безпосередньої участі розроблено широкий спектр програм навчання, атестації фахівців, у тому числі робітників-зварювальників різної спеціалізації та сертифікації зварювального виробництва. Багато базових документів щодо підготовки робітників і фахівців-зварювальників стандартизовані на рівні професійних товариств (стандарти AWS, DVS та ін.), деякі з них – на національному рівні (німецькі стандарти DIN, американські стандарти QC, британські стандарти BS), регіональному (європейські стандарти серії EN) та міжнародному рівнях (стандарти ISO та директиви МІЗ).

Діюча система підготовки кваліфікованих кадрів дозволяє отримати як базову професійну освіту, так і освіту, що триває (підвищення кваліфікації). Базову освіту слухачі здобувають у спеціалізованих навчальних закладах (вузах, технікумах, навчальних центрах, курсах та ін.). Ці навчальні заклади, як правило, або входять до складу національних зварювальних товариств, або працюють під їх безпосереднім керівництвом за програмами, розробленими та/або затвердженими національними (європейськими, міжнародними) зварювальними товариствами та інститутами.

Освіта з підвищення кваліфікації розрахована на працюючих фахівців, які протягом всієї своєї кар'єри повинні періодично підтверджувати рівень своєї компетенції, як цього вимагають чинні міжнародні, європейські та національні стандарти якості. Оскільки сертифікація персоналу є обов'язковою умовою сертифікації фірми відповідно до вимог європейських та міжнародних стандартів забезпечення якості ISO 9000, ISO 3834 (EN 729), керівництво підприємств зацікавлене у підвищенні кваліфікації своїх фахівців. Наприклад, витрати французьких фірм на під-

вищення кваліфікації всього технічного персоналу становлять 3–4 % від загальних витрат на зарплату.

З метою гармонізації національних програм періодичної атестації (сертифікації) зварювального персоналу, що діють зараз у Європі, ЄЗФ розробила «Програму Сертифікації Фахівців-Зварювальників». Відповідно до цієї Програми для підтвердження своєї компетенції на даний час спеціаліст проходить періодичну атестацію (раз на три роки) і отримує сертифікат, який підтверджує, що наявний рівень знань відповідає реальним потребам виробництва.

Серед національних інститутів зварювання за структурою, напрямками і обсягом виконуваних робіт, можна вирізнити великі транснаціональні інститути, такі як Інститут зварювання Великої Британії, Інститут зварювання Франції, Едісонівський інститут зварювання США, які мають філії у всьому світі і виконують великий обсяг наукових робіт як фундаментального характеру за підтримки державних і світових інституцій, так і суто практичних розробок на замовлення промисловості і за кошти окремих фірм чи декількох замовників. Багато з національних зварювальних інститутів, які працюють переважно на потреби своєї промисловості, наукові розробки виконують у рамках спільних міжнародних програм і проєктів та за фінансової підтримки держави.

Нижче наведена інформація щодо діяльності деяких провідних Інститутів зварювання Європи.

### ІНСТИТУТ ЗВАРЮВАННЯ ВЕЛИКОЇ БРИТАНІЇ



Інститут зварювання (Група) Великої Британії (TWI) – провідний світовий науковий зварювальний центр, який проводить дослідження та розробки в галузі зварювання та споріднених технологій, надає послуги з консультацій, експертизи, сертифікації, навчання, проведення неруйнівного контролю та інспекції в цілому. Інститут має роз-

винену міжнародну мережу центрів навчання та експертизи, яка здійснює передачу технічних та практичних ноу-хау до регіонів.

TWI має статус науково-дослідної асоціації, що дозволяє їй розглядатися як неприбуткова компанія.

У своїй роботі TWI використовує незалежні системи управління, які сертифіковані Lloyds Register Quality Assurance за стандартом BS EN ISO 9001 для систем управління якістю, а також для систем охорони здоров'я та безпеки (BS ISO 45001) та довіклля (BS EN ISO 14001). Група має портфель інвестиційної нерухомості, що управляється дочірньою компанією Granta Park Estates Limited.

Діяльність TWI зосереджена на наступних пріоритетах.

- Розширення зв'язків із Промисловими членами Інституту.
- У 2021 р. кількість промислових членів TWI становила – 533, а індивідуальних професійних членів – 4 000 чоловік.
- Цільовий підхід до реалізації результатів проєктів, що розробляються.

У 2021 р. TWI працював над 1888 проєктами, з них було завершено 565 проєктів для індивідуальних клієнтів, 160 – сумісних клієнтів, 63 – у рамках програми Core Research в інтересах промисловості.

На даний час TWI співпрацює з компаніями аерокосмічного військового, енергетичного, суднобудівного, автомобілебудівного машинобудування та багатьох інших секторів економіки.

Розширення зв'язків із зарубіжними країнами, які мають швидко зростаючу економіку, використовуючи досягнення інституту у розробці та впровадженні технологій та підготовці кадрів.

Центри TWI працюють у десятках країн світу на всіх континентах.

Зростання за рахунок розширення співробітництва та інновацій – надання наявних можливостей Групи вже існуючим клієнтам, для яких ці можливості є новими.

Штат Інституту становить понад 800 співробітників (у 2010 р. – 640 осіб), включаючи 112 докторів наук і магістрів. Інститут надає послуги більш ніж 700 компаніям у 80 країнах світу, які є Промисловими членами TWI.

Загальний дохід TWI від діяльності у 2020 р. перевищив 64 млн ф. стер. (2010 р. – 53 млн ф. стер.), включаючи доходи від ренти та урядових грантів – 10, 6 млн ф. стер. Прибуток компанії становив понад 17 млн ф.ст.

У відсотковому вимірі доходи TWI від різних видів діяльності становлять:

- членські внески промислових членів – 11 %;

- навчання, атестації та сертифікації – 5%;
- спільні проекти (промислові дослідження за підтримки державного фінансування, Європейської Комісії та UKRI) – 35 %;
- проекти одиничних замовників – 41 %;
- інше – 8 %.

Основу фундаментальних та прикладних наукових досліджень у галузі зварювання та споріднених технологій, що здійснює TWI, становлять роботи за Програмою Core Research Program (Програма основних науково-дослідних робіт), що виконуються на замовлення промислових компаній, з яких 22 % належать до сектору транспортування енергоносіїв (газ і нафта), 18 % – аерокосмічна промисловість, 18 % – медицина, датчики та інше; 15 % – будівельні конструкції, 11 % – енергетика, 9 % – автомобілебудування, 7 – устаткування, обладнання.

## ІНСТИТУТ ЗВАРЮВАННЯ ФРАНЦІЇ



Інститут зварювання (ІЗ) Франції – один з провідних і старіших зварювальних інститутів у Європі. Він був створений у 1930 році як Інститут автогенного зварювання. Нині ІЗ – великий науково-дослідний центр в галузі зварювання і споріднених технологій, який має розвинену лабораторно-випробувальну базу і висококваліфікований науково-інженерний потенціал.

Інститут значно виріс з початку 2000 років. Сьогодні його чисельність становить понад 1200 співробітників, з яких 650 чоловік працюють у Франції, а лабораторні площі займають понад 8 000 м<sup>2</sup>.

Обсяг фінансування складає понад 100 млн євро. ІЗ налічує 24 відділення на території метрополії Франції, з яких 12 центрів освіти і 3 дослідницьких центра, 3 відділення – у заморських територіях Франції та 43 відділення за кордоном.

Після проведеної у 2006 р. структурної реорганізації ІЗ перейшов від «вертикальної» до «горизонтальної» структури, що дозволило перенести основний обсяг робіт до регіональних відділень та філій в країні та за кордоном, з метою максимального наближення до своїх виробничих партнерів та замовників. Було створено асоціацію «Інститут зварювання», до якої увійшли власне «Інститут зварювання» та створений «Інститут зварювання – промисловість».

Одночасно в регіональних і закордонних відділеннях ІЗ було значно розширено обсяг науково-технічних послуг: діагностики зварних

конструкцій і неруйнівного контролю зварних з'єднань, освіти, перепідготовки і атестації робітничих кадрів, науково-технічної експертизи при проектуванні, виготовленні і експлуатації зварних конструкцій і споруд.

Найбільш суттєвим структурним змінам у процесі реорганізації і ІЗ стало перетворення великого комплексного підрозділу «Служби», який був створений у 1948 р. на правах філіалу, в «Інститут зварювання – промисловість» з досить широкою автономністю. До складу цього Інституту увійшли підрозділи і спеціалісти, пов'язані з діагностуванням і неруйнівним контролем, зварювально-технічною інспекцією і сертифікацією робочого персоналу, технологічним супроводом, експертизою та іншими видами інженерно-технічних послуг в галузі зварювального виробництва промислових підприємств і будівництва Франції та інших країн ЄС.

Створення нової структури дозволило ІЗ стати більш близьким до своїх замовників завдяки врівноваженому географічному розподілу у Франції (8 регіонів, 24 центри, з них 12 центрів навчання) та продуманому розташуванню в Африці, Америці, Азії, країнах Магрибу, на Середньому Сході та Океанії. Створена інфраструктура спільно з виїзними міжнародними бригадами дозволила враховувати культурні та географічні особливості партнерів – місцевих промисловців або великих міжнародних об'єднань.

Інститут зварювання за даної реорганізації зберіг за собою функції проведення наукових досліджень і технологічних розробок інноваційного характеру, лабораторно-аналітичних досліджень, учбові структури вищої (ESSA) і середньої (EAPS) професійної освіти, з присвоєнням випускникам кваліфікації «міжнародний інженер-зварник», «міжнародний технік-зварник» та ін., сертифікацію персоналу зі зварювання і неруйнівного контролю, систему інформаційного забезпечення наукової і виробничо-комерційної діяльності всього комплексу, а також видання наукових журналів.

Доля доходу окремих підрозділів ІЗ в загальному фонді фінансування у розрізі основних напрямків діяльності становить:

- наукові дослідження та розробки на замовлення промисловості – 8 %;
- діагностика, контроль та нагляд за інженерними спорудами – 70 %;
- експертиза, консультації, розрахунки, проектування – 4 %;
- підготовка кадрів та сертифікація – 14 %;
- інші інженерно-технічні послуги і комерційні операції – 4 %.

Основні галузі промисловості – замовники та партнери ІЗ: нафтогазова та хімічна промисловість; ядерна енергетика, транспорт, будівництво.



## ІТАЛІЙСЬКИЙ ІНСТИТУТ ЗВАРЮВАННЯ (IIS GROUP)



Інститут зварювання Італії – один з найстаріших профільних інститутів Європи – був створений у 1948 р. Нині Група IIS включає Італійський інститут зварювання (Istituto Italiano della Saldatura - Ente Morale) з юридичним статусом некомерційної організації та його дочірні компанії IIS CERT і IIS SERVICE, кожна з яких має юридичний статус товариства з обмеженою відповідальністю, і на 100 % контролюється IIS.

Група IIS має багатодисциплінарну та універсальну структуру, що складається з оперативних підрозділів, які спеціалізуються у різних секторах діяльності і пропонують свої послуги у багатьох галузях промисловості, зокрема, нафтогазова, цивільна та промислова інфраструктура, енергетика, транспорт, хімічна промисловість, машинобудування та виробництво в Італії та за кордоном.

Зараз у Групі IIS працює близько 230 фахівців.

Istituto Italiano della Saldatura – некомерційна організація (IIS) є материнською компанією IIS Group. Його діяльність відповідно до Статуту направлена на поширення знань у галузі зварювання, а місія полягає в тому, щоб «пропагувати та розвивати в Італії прогрес зварювання в усіх галузях, включаючи споріднені технології, а також сприяти розвитку знань та їх поширенню». З цією метою Інститут проводить активну інформаційно-популяризаційну діяльність. Крім того, до складу інституту входить механічна та спеціальна випробувальна лабораторія. Інститут також здійснює дослідницькі проекти на замовлення.

Група IIS включає IIS CERT – акредитований орган із сертифікації, який надає послуги з сертифікації персоналу, процедур, компаній і продуктів і діє як уповноважений орган для сертифікації відповідності Директивам ЄС також через CEC (Європейський консорціум сертифікації).

IIS SERVICE, що входить до Групи IIS, надає інспекційно-діагностичні, інженерно-технічні послуги щодо технічного обслуговування та експлуатації зварних компонентів і конструкцій, промислових систем і установок під час проектування, попереднього виготовлення, складання, випробувань і перевірок під час експлуатації.

Основними видами діяльності IIS Group є підготовка кадрів, інспекція і неруйнівний контроль,

інженерний нагляд і консультації, сертифікація, лабораторні дослідження та всілякі технічні заходи.

*Підготовка кадрів.* Діяльність з підготовки кадрів була започаткована в IIS з 1952 р. З того часу обсяг навчальних послуг постійно зростає і диверсифікувався, і тепер вичерпно охоплює усі теми, які прямо чи опосередковано стосуються сектору зварювання. Постійною та характерною рисою діяльності IIS у цьому напрямку є тісні зв'язки з промисловістю, оскільки однією з головних цілей діяльності інституту є передача та розповсюдження досвіду та передових практик.

*Інспекція і неруйнівний контроль.* У сфері інспекцій та випробувань в IIS працює приблизно 60 кваліфікованих інспекторів, що виконують роботу з інспекції та неруйнівного контролю різними методами.

У найкоротші терміни інспектори можуть працювати в будь-якому місці в Італії та за кордоном, у майстернях, будівельних майданчиках, на заводах, щоб провести перевірки та випробування обладнання, що працює під тиском, сталевих конструкцій, трубопроводів. За останні десять років перевірки та НК на місці були проведені у понад 70 країнах.

*Послуги з інженерії.* Інженерний відділ IIS має найсучасніші інструменти та досвід та кваліфікованих працівників для вирішення складних проблем з проектування конструкцій, процесів, матеріалів та корозії. Інтеграція з іншими відділами Групи, такими як розширений НК і лабораторні випробування, дозволяє надавати клієнтам якісні послуги з оцінки надійності компонентів і установок, оцінки придатності до експлуатації та продовження терміну служби, а також для вирішення проблем цілісності конструкції.

*Сертифікація.* IIS Group працює у сфері сертифікації через власну компанію IIS CERT, надаючи своїм клієнтам сертифікацію систем менеджменту якості, навколишнього середовища та безпеки, виробничих процесів, матеріалів, продукції та персоналу.

IIS CERT є нотифікованою установою в Брюсселі з номером 0475 EC і керує акредитаціями ACCREDIA та авторизаціями Європейської федерації зварювання, з'єднання та різання (EWF), Міжнародного інституту зварювання (IIW), Міністерства економічного розвитку та Національного агентства з Безпеки залізниці (ANSFISA).

*Лабораторні дослідження.* Лабораторія групи Італійського інституту зварювання поділяється на випробувальну лабораторію, що спеціалізується на механічних, технологічних і спеціальних випробуваннях, і лабораторію зварювальних процесів, де проводяться дослідження, експерименти, дослідження та налаштування традиційних і вдосконалених процесів зварювання.

Випробувальна лабораторія акредитована ACCREDIA (Національна система акредитації ла-

бораторій) – Cert. nr. 0029 відповідно до стандарту UNI CEI EN ISO/IEC 17025:2005 – для виконання найбільш простих та звичайних випробувань металевих і пластикових матеріалів. У лабораторних приміщеннях проводяться випробування на механіку руйнування, повзучість, корозію та випробування в області мікроз'єднання. Обладнання та кваліфікаційний рівень працівників у галузі металографії та корозії дозволяє проводити аналіз механічних пошкоджень та виконання металургійних досліджень.

Лабораторія має багаторічний досвід з розробки програм випробувань, пов'язаних з поведінкою основних матеріалів і зварних з'єднань, а також спрямованих на аналіз відмов.

Механічна майстерня обладнана допоміжними пристроями, які дозволяють встановити макет і спеціальне випробувальне обладнання для проведення повномасштабних випробувань малих і середніх компонентів.

**Технічні заходи.** Технічні заходи є актуальною інституційною діяльністю IIS Group, спрямованою на поширення технічних знань у всіх галузях виробництва та виготовлення, де застосовуються зварювальні та суміжні технології. Щороку IIS Group організовує численні технічні/наукові семінари та конференції. Національні дні зварювання, що проводяться в Генуї кожні два роки, є визначною подією для Групи та викликають значний інтерес усіх, хто має справу зі світом зварних конструкцій.

Сучасний обсяг фінансування невідомий. У 2011 р., відповідно до звіту IIS, він складав біля 15 млн євро. Дохід за основними напрямками діяльності інституту у 2011 р. розподілявся наступним чином:

- навчання та атестація зварювального персоналу, сертифікація виробництва і технологічних процесів, зварювального обладнання і матеріалів, стандартизація – 70 %;
- лабораторні дослідження – 20 %;
- технічні послуги і консультації – 10 %.

## Висновки

Сучасні національні Інститути зварювання за своїм статутом є безприбутковими установами. Організаційна структура переважної більшості інститутів з часом значно трансформувалася з метою кращої співпраці з промисловістю і наближенням послуг до клієнта. Інститути перейшли від «вертикальної» підпорядкованості своїх структурних підрозділів до «горизонтальної» співпраці.

У нинішній час зварювальні інститути – це потужні Групи, що об'єднують окремі організації – члени інституту, які здійснюють певний напрямок діяльності, зокрема, наукові дослідження, навчання, атестацію та сертифікацію зварювального персоналу, сертифікацію зварювального виробництва, технологічних процесів, зварювального обладнання і матеріалів, роботи з стандартизації, контролю, випробувань та інше.

Ольга Маковецька

## ПЕРЕДПЛАТА 2023



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



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



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

### РЕКЛАМА В ЖУРНАЛАХ

Реклама публікується на обкладинках і внутрішніх вклейках журналів.

Перша сторінка обкладинки – 200x200 мм.

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

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

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

Розміри журналів після обрізу 200x290 мм.

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

### ВАРТІСТЬ РЕКЛАМИ

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

### ВИДАВНИЦТВО

Міжнародна Асоціація «Зварювання»  
03150, Київ, вул. Казимира Малевича, 11  
Тел./факс: 38044 205-23-90  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
<https://patonpublishinghouse.com>

## ЗВАРЮВАННЯ САМОСКИДІВ ДЛЯ СКЛАДНИХ УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

*Менша вага конструкції: «Завжди на один вантаж попереду».* Компанія Moser AG займається виробництвом кузовів для вантажівок загальною вагою від 18 до 40 т, причому 40-тонні вантажівки здатні перевозити понад 25 т матеріалів. «Основний пріоритет галузі – максимально високі обсяги перевезень за один рейс. Щоб наші клієнти могли перевозити якомога більше матеріалів з указаною загальною вагою, розроблені надлегкі самоскиди й системи завантаження. При цьому вони залишаються такими ж міцними, довговічними й зручними в експлуатації». Залежно від розміру та кількості осей на транспортному засобі, кузова для вантажівок, що виробляються в Штеффісбурзі, зазвичай важать від 3 до 4,5 т. «Використовуючи кузова нашого виробництва, клієнти зможуть за один рейс перевозити на 500...700 кг більше вантажу порівняно з кузовами конкурентів.

*Адаптація до вимог клієнта.* Moser AG виготовляє кузова за індивідуальними побажаннями клієнта, тому їхня продукція підійде для всіх поширених типів вантажівок. Компанія з кантону Берн особливо пишається тим, що всі самоскиди й системи завантаження – починаючи з листів металу та профілів – виробляються на заводі в Штеффісбурзі. Наразі вона є єдиною швейцарською компанією, яка виготовляє кузова для комерційних і промислових підприємств будівельної галузі та має настільки високий обсяг власного виробництва. Контроль над ключовими виробничими процесами та близькість до клієнтів допомагають оперативно та з високим рівнем гнучкості реагувати на запити й пропонувати індивідуальні рішення». Щорічно завод у Штеффісбурзі випускає понад 200 вантажівок, а виготовлення нового самоскида в середньому займає від 6 до 8 тижнів.

*Огляд виробничих процесів.* В основному виробничі процеси на заводі Moser AG можна розділити на кілька етапів. Спочатку ретельно вимірюються габарити вантажівки. Потім відділ планування виробництва займається проектуванням кузова за допомогою САПР. Наступні кроки – різання листів із використанням плазмового різачка з ЧПУ, згинання деталей на фальцювальному апараті з ЧПУ та подальша механічна обробка в обробному центрі з ЧПУ. У металообробних цехах Moser AG деталі зварюють між собою, завершуючи створення «сирої» версії самоскида. Потім кузова піддають піскоструминній обробці та фарбують. Після встановлення гідравліч-

них елементів виконують попереднє та остаточне збирання. Перш ніж вантажівка з новим кузовом покине територію заводу Moser AG у Штеффісбурзі й відправиться до нового місця призначення, спеціалісти проводять ретельне фінальне інспектування.

*Зварювання всіх деталей.* Зварні шви можна побачити практично в усіх компонентах. У повсякденній експлуатації на будівельному майданчику вони повинні витримувати удари, вібрації та деформацію кручення (наприклад, тоді, коли кам'яні брили вагою в кілька тонн вилітають із ковша фронтального навантажувача і вдаряються об кузов самоскида). Оскільки неякісне виконання швів може мати серйозні наслідки, компанія встановлює надзвичайно високі вимоги до професіоналізму зварювальників і якості використовуваного обладнання. Особливо уважно стежать за якістю швів у компонентах, які мають витримувати високе навантаження, зокрема, в основах і підрамниках самоскида.

*Сталь і алюміній завтовшки до 70 мм.* Під час виготовлення кузовів для вантажівок компанія Moser зварює звичайну конструкційну сталь S355, сталь із маркуванням від S690 до S700, а також сталь Hardox 450 завтовшки від 3 до 70 мм. У більшості випадків використовується лист Hardox 450 завтовшки 4 мм. Як правило, у Штеффісбурзі обробляють алюмінієві листи завтовшки 2 мм та рифлені пластини завтовшки 3/4,5 мм або 3/6,5 мм. Що не менш важливо, для виготовлення бічних стінок самоскидів використовують відносно легкі алюмінієві сплави. За допомогою розробленої в компанії ливарної форми їх екструдують, а система алюмінієвих профілів Moser (MAP) допомагає створити модульну конструкцію бічних стінок. Окрім цього, алюмінієві листи використовують для виготовлення відбійників, кришок і підніжок.

*Фокус на ручне зварюванні MAG у важкодоступних місцях.* У компанії Moser AG переважно більшість зварних швів виконують вручну з використанням процесу MAG. Окрім виняткової швидкості зварювання, цей процес забезпечує і високу швидкість наплавлення, зменшуючи при цьому кількість енергії на одиницю довжини, що витрачається під час зварювання деталей самоскида. Для серійного виробництва деталей або повторюваних процесів, зокрема, зварювання підрамників для кузовів самоскидів, у Штеффісбурзі використовують порталну систему зі зварюваль-



ним роботом. Це дає змогу повертати самоскид таким чином, щоб він знаходився в потрібному для зварювання положенні. Характеристики зварного шва вказано у WPS. Що стосується товщини кутових швів, зазвичай ми обираємо розмір "А", який відповідає товщині найтоншого листового елемента, помноженій на 0,7. Аби шви витримували високі навантаження під час щоденного використання на будівельних майданчиках, їх виконують із кореневим проходом і двома кінцевими проходками. Окрім кутових швів, також дуже часто потрібні й стикові шви (з проміжком і без нього). До того ж, зварювальникам Moser AG нерідко доводиться працювати в незручному положенні, ви-

конуючи «класичні» вертикальні шви на трубах і листах, а також стельові шви.

*Чотири покоління пристроїв Fronius.* Вже 24 роки компанія Moser AG використовує зварювальні системи Fronius. На сьогодні в Штеффісбурзі щодня використовують близько 35 пристроїв чотирьох різних поколінь Fronius: Fronius VarioSynergic 4000, VarioStar 457, TransSynergic 5000, а з 2018 р. – Fronius TPS 500i.

*Fronius TPS 500i: висока ефективність завдяки точно налаштованим характеристикам зварювання.* «Швидкість і гнучкість виробництва мають вирішальне значення, особливо зараз. Зварювальні характеристики Fronius TPS 500i дали нам змогу значно підвищити швидкість зварювання в усіх ключових областях, помітно скоротивши при цьому обсяг доопрацювань для швів. У цілому, із TPS 500i значно ефективнішими стають не лише зварювальні процеси, але й наступні робочі етапи, що позитивно впливає на весь виробничий процес». Разом із пристроями TPS-500i фахівці зі зварювання в Moser AG часто використовують і зварювальний комплект Fronius PMC у варіантах PMC Universal, PMC Dynamic і PMC Mix. PMC розшифровується як Pulse Multi Control і є вдосконаленням імпульсної зварювальної дуги. Загалом PMC забезпечує стабільну та динамічну імпульсну дугу, що не утворює багато бризок. Відмінна швидкість зварювання TPSi стала можливою завдяки високій продуктивності процесора та відповідним швидкостям вимірювання й керування». Характеристики PMC забезпечують два параметри стабілізатора і два параметри корекції: стабілізатор довжини дуги й проплавлення, а також керування довжиною дуги й корекція імпульсу.

*Зварювання вертикальним швом тепер на 40 % швидше.* Фахівці зі зварювання в Moser AG використовують характеристику PMC Mix, що дає змогу виконувати зварювання вертикальним швом без вже звичних коливальних рухів. У цілому, із PMC Mix швидкість зварювання вертикальним швом може збільшитися аж на 40 %. Технічну основу цієї характеристики складає чергування імпульсної зварювальної дуги та дуги короткого замикання, тобто циклічна зміна гарячих і холодних фаз процесу. Це допомагає зменшити тепловий вплив на матеріал. Steel Root – це ще одна характеристика, яку часто використовують фахівці зі зварювання компанії Moser AG. Вона стане в пригоді, коли знадобиться подолати проміжки розміром 2...3 мм під час зварювання деталей самоскидів. Відмінною ознакою Steel Root є м'яка й стабільна дуга. У результаті відриву відносно великих крапель утворюється в'язка зварювальна ванна, якою можна скористатися для легкого зварювання більших проміжків. Характе-



Вантажівка з кузовом типу «Rockbox» від компанії Moser розвантажує кам'яні брили у швейцарських горах. Кузов «Rockbox» має сучасну зварну композитну конструкцію, яка відповідає високим вимогам щодо легкості та міцності



Зварювальна дуга PMC під час зварювання компонентів самоскида



Зварювальний робот виконує зварювання основи самоскида стандартного типу за допомогою Fronius TPS 5000

ристикую PMC Dynamic використовують у компанії Moser для зварювання горизонтальних кутових швів. Вона формує відносно агресивну дугу з високим тиском і концентрованим фокусом. Одна з переваг цієї характеристики – висока швидкість зварювання, що поєднується з невеликим енергоспоживанням. Це знижує ризик спотворень і економить цінні ресурси, зокрема, газ, присадний матеріал і робочий час. Крім того, для виконання багатьох зварювальних процесів Moser усе ще використовує перевірені часом стандартні зварювальні дуги. Наприклад, алюмінієві деталі зазвичай зварюються традиційною імпульсною дугою.

*Зручні в експлуатації зварювальні системи й пальники.* Окрім характеристик зварювання, пристрій TPS 500i вирізняється ще й зручністю в експлуатації, завдяки чому процес зварювання стає ще легшим, швидшим та ефективнішим. Великий і чіткий текстовий дисплей TPSi адаптовано для зварювального обладнання. Він простий та інтуїтивно зрозумілий, а ще – підтримує різні мови. До того ж, користуватися ним можна навіть у рукавицях. Для зварювальників із Moser AG особливо важливими є зручність обладнання й можливість виконувати налаштування прямо на зварювальному пальнику. Самоскиди не так просто рухати з місця на місце, тому співробітники самі переміщуються навколо компонентів. Для забезпечення максимальної свободи пересування зварників усі зварювальні системи оснащені 10-метровими шланговими пакетами». Зварники використовують легкі зварювальні пальники PullMig версії JobMaster у поєднанні з пристроями TPS-500i. Пальники з рідинним охолодженням оснащені невеликим електродвигуном, який знаходиться в руків'ї та забезпечує плавне подавання дроту через шланговий пакет довжиною 10 м.

*Менше переміщень – більша ефективність.* З налаштуванням JobMaster «EasyJob» користувачі можуть указати до п'яти зварювальних завдань безпосередньо на пальнику PullMig і швидко перемикаються між ними. Зварювальник має змогу викликати всі необхідні для повсякденної роботи завдання безпосередньо на пальнику, тож йому не доведеться раз за разом переміщатися між зварювальною системою й компонентом. Це значно полегшує щоденну працю фахівців зі зварювання, водночас підвищуючи їхню ефективність.

Компанія Moser використовує зварювальні системи Fronius уже 24 роки, тому що бачить в компанії Fronius партнера, який гарантує якість, надійність та інноваційність продуктів і професійне консультування. Постійні технічні розробки, як-от новий пристрій TPS 500i з особливими зварювальними характеристиками, значно підвищують продуктивність, насамперед із точки зору швидкості та гнучкості ви-



Багато зварних швів на самоскидах знаходяться у важкодоступних місцях



Інженер з індивідуального проектування з компанії Fronius допомагає зварнику вибрати ідеальну зварювальну програму



Зварювальний пальник підключено до зварювальної системи за допомогою 10-метрового шлангового пакета

робничого процесу. Зварювальні системи Fronius дають змогу пропонувати клієнтам із будівельної галузі саме ту якість продукції, яку вони і очікують.

*Для отримання додаткової інформації звертайтеся до Лілії Корзін: [korzin.lilya@fronius.com](mailto:korzin.lilya@fronius.com)*