

З А В Т О М А Т И Ч Н Е ³ 2026 З В А Р Ю В А Н Н Я

«Автоматичне зварювання»

«Avtomatychne Zvaryuvannya» (Automatic Welding)

Видається з 1948 р.

www.patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as

Published since 1948

ЗМІСТ

НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

<i>Фадеева Г.В., Максимов С.Ю., Jia Chuanbao, Васильев Д.В., Радзієвська А.А., Han Yanfei.</i> Газонасиченість високоалегованого наплавленого металу при мокрому підводному зварюванні дуплексних сталей у солоній воді.....	3
<i>Петрушинець Л.В., Федорчук В.Є., Фальченко Ю.В., Новомлинець О.О.</i> З'єднання алюмінієвих і магнієвих сплавів дифузійним зварюванням (Огляд).....	11
<i>Вігілянська Н.В., Янцевич К.В., Волос О.В., Задоя В.Г., Ткаченко Б.Т.</i> Корозійна тривкість магнетронних покриттів системи FeAl.....	20
<i>Костеневич О.С., Новодранов А.С.</i> Застосування візуально-оптичного методу контролю якості зварних з'єднань металевих конструкцій.....	23
<i>Перемітько В.В., Плітченко С.О., Герасимов В.В., Сухомлин В.І., Очеретко О.С.</i> Дугове наплавлення черв'ячного шнека бісерного млина.....	34
<i>Зяхор І.В., Левчук А.М.</i> Дослідження термодформаційних процесів при зварюванні тертям жароміцних нікелевих сплавів.....	42
<i>Позняков В.Д., Коренев О.В.</i> Вплив термічних циклів зварювання на структуру та механічні властивості броньових сталей високої твердості.....	51

ІНФОРМАЦІЯ

Міжнародний конкурс зварників «ZLATÝ POHÁR LINDE 2026».....	60
Участь фахівців ІЕЗ ім. Є.О. Патона у ліквідації наслідків аварії на ЧАЕС.....	62

CONTENTS

SCIENTIFIC AND INDUSTRIAL

<i>Fadeeva G.V., Maksymov S.Yu., Jia Chuanbao, Vasiliev D.V., Radziyevska A.A., Han Yanfei.</i> Gas saturation of high-alloyed welding metal during wet underwater welding of duplex steels in salt water.....	3
<i>Petrushynets L.V., Fedorchuk V.E., Falchenko Yu.V., Novomlynets O.O.</i> Joining aluminum and magnesium alloys by diffusion welding (Review).....	11
<i>Viglianska N.V., Iantsevitch C.V., Volos O.V., Zadoya V.G., Tkachenko B.T.</i> Corrosion resistance of magnetron feal system coatings.....	20
<i>Kostenevych O.S., Novodranov A.S.</i> Application of visual inspection method for weld quality metal assessment.....	23
<i>Peremitko V.V., Plitchenko S.O., Gerasimov V.V., Sukhomlyn V.I., Ocheretko O.S.</i> Arc surfacing of bead mill screw segments.....	34
<i>Ziakhor I.V., Levchuk A.M.</i> Investigation of thermodeformation processes in friction welding of nickel-based superalloys.....	42
<i>Poznyakov V.D., Korieniev O.V.</i> The influence of thermal welding cycles on the structure and mechanical properties of high-hardness armour steels.....	51

INFORMATION

International Welder Competition «ZLATÝ POHÁR LINDE 2026».....	60
Participation of PWI specialists in the elimination of the consequences of the Chernobyl accident.....	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»

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона
НАН України (Київ):

І.В. Кривцун (головний редактор),

В.В. Книш, В.А. Костін, Л.М. Лобанов,

С.Ю. Максимов, О.В. Махненко, В.Д. Позняков;

І.А. Владимирський, Навчально-науковий інститут
матеріалознавства та зварювання імені Є.О. Патона НТУУ
«КПІ імені Ігоря Сікорського», Київ;

А. Гуменюк, Федеральний інститут дослідження та
випробування матеріалів (BAM), Берлін, Німеччина;

В.В. Дмитрик, НТУ «ХПІ», Харків;

В.В. Квасницький, «Київський політехнічний інститут
імені Ігоря Сікорського», Київ;

А.Л. Майстренко, Інститут надтвердих матеріалів
ім. В.М. Бакуля НАН України, Київ;

В.В. Перемітько, ДДТУ, Кам'янське;

М. Сагул, Чеський технічний університет у Празі, Прага,
Чеська Республіка;

Ц. Сендеровський, Інститут механіки та поліграфії,
Варшавський політехнічний університет, Варшава, Польща;

Є.П. Чвертко, НТУУ «Київський політехнічний інститут
імені Ігоря Сікорського», Київ.

Журнал зареєстровано Національною радою України
з питань телебачення і радіомовлення 11.09.2025;
ідентифікатор друкованого/онлайн медіа
R30-06491/ R40-06488.

Засновник (ресстрант) – Інститут електрозварювання
ім. Є.О. Патона НАН України.

ISSN 3041-2374 print, ISSN 3041-234X online
DOI: <https://doi.org/10.37434/as>

Журнал входить до переліку затверджених
Міністерством освіти і науки України видань
для публікації праць здобувачів наукових ступенів за
спеціальностями G8, G9, G10, G11, G12 кластеру
«Механічна інженерія та машинобудування».
Рекомендовано до друку редакційною колегією журналу.

Видавець

ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ «ПАТОН»
03150, Україна, Київ, вул. Казимира Малевича, 11
Тел./факс: (38044) 205-23-90
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/as

Статті з журналу «Автоматичне зварювання» вибірково
перевидані англійською мовою в журналі
«The Paton Welding Journal»:
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 NAS of Ukraine (Kyiv):

I.V. Krivtsun (Editor-in-Chief),

**V.V. Knysh, V.A. Kostin, L.M. Lobanov, S.Yu. Maksimov,
O.V. Makhnenko, V.D. Poznyakov;**

I.A. Vladimyrskiy, E.O. Paton Institute of Materials Science
and Welding NTUU «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute»,
Kyiv, Ukraine.

A. Gumenyuk, Bundesanstalt für Materialforschung
und-prüfung (BAM), Berlin, Germany;

V.V. Dmitrik, NTU «Kharkiv Polytechnic Institute», Kharkiv, Ukraine;

V.V. Kvasnytskyi, NTUU «Igor Sykorsky
Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv, Ukraine;

A.L. Maystrenko, V. Bakul Institute for Superhard Materials of
NAS of Ukraine, Kyiv;

V. V. Peremitko, Dniprovsky State Technical University,
Kamianske, Ukraine;

M. Sahul, Czech Technical University in Prague, Prague,
Czech Republic;

C. Senderowski, Mechanics and Printing Institute, Warsaw
University of Technology, Warsaw Poland;

Ye.P. Chvertko, NTUU «Igor Sykorsky
Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv, Ukraine;

The Journal was registered by the National Council of Ukraine
on Television and Radio Broadcasting on 11.09.2025,
carrier identifier print/online media
R30-04566/ R40-06488.

Founder (registrant) – E.O. Paton Electric Welding Institute of
NAS of Ukraine.

ISSN 3041-2374 print, ISSN 3041-234X online.
DOI: <https://doi.org/10.37434/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 G8, G9, G10, G11, G12 of the cluster
«Mechanical Engineering and Machine Building».
Recommended for publishing Editorial Board of the Journal.

Publisher

«PATON PUBLISHING HOUSE» LLC
03150, Ukraine, Kyiv, 11 Kazymyr Malevych Str.
Tel./fax: (38044) 205-23-90
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/as

Articles from «Avtomatychne Zvaryuvannya» (Automatic Welding)
journal is republished selectively in English in
«The Paton Welding Journal»:
www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

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

Індекс реклам

ТОВ «Фроніус Україна» – I стор. обкладинки.
ТОВ «Патон Інтернешнл» – II стор. обкладинки.
ТОВ «Інтерхім БТВ» – IV стор. обкладинки.

Підписано до друку 14.05.2026.
Формат 60×84/8. Офсетний друк.
Ум. друк. арк. 7,2.
Друк ТОВ «ДІА».
03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

ГАЗОНАСИЧЕНІСТЬ ВИСОКОЛЕГОВАНОГО НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ ПРИ МОКРОМУ ПІДВОДНОМУ ЗВАРЮВАННІ ДУПЛЕКСНИХ СТАЛЕЙ У СОЛОНІЙ ВОДІ

Г.В. Фадєєва¹, С.Ю. Максимов¹, Jia Chuanbao², Д.В. Васильєв¹, А.А. Радзівєвська¹, Nan Yanfei²

¹ІЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: maksimov@paton.kiev.ua

²Institute of Materials Joining, Shandong University. E-mail: jiachuanbao@sdu.edu.cn

Проаналізовано фактори, які найбільше впливають на газонасиченість наплавленого металу при мокрому підводному зварюванні. Показано, що вміст кисню та водню в наплавленому металі залежить від потенційного вмісту газів, які вносяться за рахунок електродних матеріалів і основного металу, та від процесу дисоціації парів води в парогазовому міхурі, а також солоності води. Порівняно зі зварюванням у прісній воді з підвищенням солоності води до 30 ‰ вміст водню зменшується, а вміст кисню – збільшується. У подальшому зі збільшенням солоності води до 40 ‰ вміст водню в наплавленому металі знову збільшується, а вміст кисню – зменшується як при зварюванні на зворотній, так і на прямій полярності постійного струму. Ця залежність значніша при зварюванні на зворотній полярності постійного струму. Найбільший вміст водню спостерігається при зварюванні в прісній воді та воді солоністю 40 ‰. За вмістом кисню, навпаки, найменше значення в наплавленому металі одержано при зварюванні в прісній воді та воді солоністю 40 ‰. Окислювальний потенціал водного середовища більш ніж у 2 рази перевищує його значення при зварюванні на повітрі. Вміст водню при мокрому підводному зварюванні так само у 2...2,5 рази більший, ніж при зварюванні на повітрі. Бібліогр. 18, табл. 4, рис. 3.

Ключові слова: дуплексні сталі, мокре підводне зварювання, високолегований наплавлений метал, газонасиченість, вміст водню та кисню, дисоціація парів води, солоність води, покритий електрод, полярність постійного струму

Вступ. Одним із основних об'єктів застосування сучасних дуплексних сталей є конструкції та споруди, що експлуатуються у водному середовищі, а саме, у морській воді при видобутку та транспортуванні нафти та газу. Ці сталі мають високі значення механічних властивостей та є стійкими до загальної та локальної, насамперед, до точкової (пітингової) корозії, а також до корозійного розтріскування під напруженням. Дуплексні нержавікі сталі, які застосовані в глибоководних спорудах, більш схильні до водневого окрихчення, ніж при використанні на поверхні при атмосферному тиску. При вищому гідростатичному тиску в дуплексних сталях збільшується концентрація водню, що пояснюється збільшенням вмісту водню в «пастках» [1]. Ефективним способом виконання ремонтних робіт на підводних спорудах у морському середовищі є технологія мокрого підводного зварювання.

У той же час, механічні властивості та корозійна стійкість металу зварних з'єднань (особливо уразливою є ЗТВ) при мокрому підводному зварюванні погіршуються. Саме водне середовище, коли зварювання відбувається при прямому контакті з водою та здійснюється безпосередньо в парогазовому міхурі, є джерелом насичення металу швів

киснем і воднем за рахунок процесу дисоціації парів води, що впливає на якість зварних з'єднань. Тому питання визначення окислювального та наводнювального потенціалу водного середовища та його вплив на газонасичення наплавленого металу є актуальним і становить інтерес для проведення досліджень.

Термінологія та визначення. Аналіз попередніх досліджень. Постановка задачі. Згідно з [2] на сьогодні в якості основних показників водню в металі приймається його загальний вміст $[H]_{\text{заг}}$ і кількість дифузійно-рухомого водню $[H]_{\text{диф}}$. При цьому під $[H]_{\text{диф}}$ розуміють ту фракцію водню, яка десорбує з металу при 20 °С. У роботі зазначається, що ці уявлення повинні бути декілька змінені, особливо стосовно перерозподілу водню в зварних з'єднаннях. Автори пропонують під дифузійно-рухомим воднем розуміти весь водень металу $[H]_{\text{заг}}$. Тоді рухома сила концентраційного вирівнювання визначається різницею $[H] = [H]_{\text{заг}} - [H]_{\text{р}}$, де $[H]_{\text{р}}$ – рівноважна розчинність водню в металі. На властивості металу впливає надлишкова кількість водню, тобто позитивна частка $[H]_{\text{над}} = [H]_{\text{заг}} - [H]_{\text{р}}$. Надлишковий водень, переміщуючись у металі, тільки частково виходить із металу (це фракція водню, яку не точно називають дифузійно-рухомою і визначають за допомогою різних методик), а частково попадає в «пастки». Зазвичай останню фракцію позначають як залишковий водень.

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

Тоді вміст залишкового водню визначається як:

$$[H]_{\text{зал}} = [H]_{\text{заг}} - [H]_{\text{диф}}$$

У морських спорудах поряд із дуплексними нержавіжкими сталлями широко використовуються низьколеговані сталі підвищеної міцності, для ремонту яких застосовується технологія мокрого підводного зварювання покритими електродами або самозахисним порошковим дротом, наплавлений метал яких забезпечує ферито-перлітну або аустенітну структуру. Цим пояснюється те, що на сьогодні багато досліджень проводяться з визначення впливу різних факторів, у тому числі водного середовища, на газонасиченість наплавленого металу з феритною та ферито-перлітною, а також аустенітною структурами при мокрому підводному зварюванні.

У [3] розглядається вплив глибини води на вміст дифузійного та залишкового водню у зварних з'єднаннях, виконаних мокрим дуговим зварюванням покритими електродами. Збільшення глибини води від 5 до 60 м при зварюванні призводить до підвищення кількості залишкового водню $[H]_{\text{зал}}$ більш ніж у 4 рази (від 16 до 78 мл/100 г), а вміст дифузійного водню при цьому знижується майже в 2 рази (від 70 до 40 мл/100 г) при зварюванні відповідними покритими електродами. Слід зазначити, що при зварюванні на глибині 5 м більшу частку від загального об'єму водню складає дифузійний водень, а на глибині 60 м навпаки – більша частка від загального водню – це залишковий водень [3]. У [4] також показано зниження вмісту дифузійного водню з глибиною води при зварюванні від 0,3 до 100 м. Крім того, наведено, що вміст залишкового водню майже постійний на глибинах від 0,3 до 30 м.

Збільшення зварювального струму та напруги спричиняє підвищення вмісту дифузійного водню $[H]_{\text{диф}}$ у металі шва. Автори це пояснюють тим, що підвищення режиму зварювання сприяє збільшенню кількості дисоційованої води й тим самим призводить до збільшення дифузійного водню в металі шва. У цьому дослідженні в якості основного металу використовувалася сталь з ферито-перлітною структурою, для зварювання якої застосовувалися покриті електроди, що забезпечують відповідну структуру наплавленого металу [3].

Вплив режиму зварювання покритими електродами на вміст дифузійного водню в наплавленому металі з ферито-перлітною структурою досліджували в [5]. Показано, що при збільшенні параметрів зварювання – струму та напруги дуги, вміст дифузійного водню збільшується як при зварюванні на прямій полярності, так і на зворотній, але

зварювання на зворотній полярності струму більшою мірою впливає на вміст дифузійного водню.

Водночас у [6] отримано прямо протилежні результати. У цьому дослідженні наведено, що збільшення напруги дуги, зварювального струму та солоності води призводить до зниження вмісту дифузійного водню, тоді як збільшення швидкості зварювання та довжини вильоту порошкового дроту збільшує вміст дифузійного водню в металі шва. Найбільший вплив на вміст дифузійного водню при мокрому підводному зварюванні має довжина вильоту порошкового дроту. При цьому наплавлений метал має ферито-перлітну структуру. Результати вимірювання дифузійного водню в наплавленому металі коливались від 25,85 до 44,12 мл/100 г. Авторами розроблено рівняння, в якому показано, що вміст дифузійного водню в наплавленому металі не може бути знижений технологічними методами нижче за 21 мл/100 г при мокрому підводному зварюванні порошковим дротом [6].

Вплив режимів зварювання та солоності води досліджували в [7]. Показано, що при збільшенні солоності води та зварювального струму вміст кисню в наплавленому металі збільшується, а вміст залишкового водню – зменшується. Збільшення напруги дуги та солоності води сприяє підвищенню вмісту як кисню, так і залишкового водню. При цьому солоність води складала 15 та 30 ‰. Це стосується газонасиченості при зварюванні низьколегованої сталі.

Одним із поширених прийомів зниження вмісту водню (особливо дифузійно-рухомого) в металі швів і ЗТВ зварних з'єднань низьколегованих сталей підвищеної міцності при мокрому підводному зварюванні є застосування високолегованих присадних матеріалів із аустенітною структурою. У [8] досліджували вміст дифузійно-рухомого водню в металі швів із різною структурою при мокрому підводному зварюванні. Вміст дифузійного водню в наплавленому металі після мокрого підводного зварювання може коливатися від 26 до 100 мл/100 г, що значно перевищує показники для сухого зварювання. Показано, що застосування покритих електродів, які забезпечують метал шва з аустенітно-феритною структурою (дуплексні шари), не дозволяють отримати вміст дифузійно-рухомого водню нижче за 11,2 мл/100 г металу шва. У високолегованому металі швів, які мають аустенітну структуру, внаслідок високої швидкості охолодження вміст дифузійно-рухомого водню є дуже низьким (менш ніж 5 мл/100 г) [8].

Такий самий висновок зроблено в [9], де наведено, що найменший вміст дифузійно-рухомо-

Таблиця 1. Хімічний склад сталі 2205 (сертифікатні данні)

Номер за стандартом EN	Позначення за стандартом EN	Марка сталі	Вміст елементів, мас. %								
			C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	N
1.4462	X2CrNiMoN22-5-3	2205	0,018	1,936	0,03	0,0008	0,303	4,931	22,146	2,557	0,1515

го водню спостерігається в швах з аустенітною структурою. При мокрому підводному зварюванні порошковим дротом на оптимальному режимі вміст дифузійно-рухомого водню дорівнює 2...5 см³/100 г (або 2...5 мл/100 г), що складає невелику частку від вмісту залишкового водню в металі швів.

Зниження вмісту дифузійного водню також можливе за рахунок корегування шлакової системи порошкового дроту, яка забезпечує кращу криючу здатність шлаку крапель розплавленого металу й тим самим сприяє поліпшенню захисту від впливу водного середовища. При цьому вміст дифузійного водню у високолегованому наплавленому металі з аустенітною структурою складає 3,26 мл/100 г, тобто знижується до рівня, досягнутого при зварюванні на повітрі 3,25 мл/100 г [10].

У результаті аналізу досліджень [3–10] щодо впливу різноманітних факторів, таких як: параметри зварювання, глибина та солоність води, на газонасиченість наплавленого металу, в основному, на вміст водню, при мокрому підводному зварюванні можна зазначити, що в цих роботах саме водне середовище розглядається недостатньо досконало як джерело газонасиченості наплавленого металу.

Тому метою цього дослідження було вивчення впливу водного середовища, а також солоності води та полярності постійного струму на газонасиченість високолегованого наплавленого металу при мокрому підводному зварюванні дуплексних сталей, а також кількісне визначення частки вмісту кисню та водню, що вносяться за рахунок процесу дисоціації парів води в парогазовому міхурі.

Матеріали та методи дослідження. Беручи до уваги те, що вміст $[H]_{\text{диф}}$ у високолегованому наплавленому металі з аустенітною структурою при мокрому підводному зварюванні має досить низькі значення, які не перевищують 5 мл/100 г, у наших дослідженнях ми визначали вміст залишкового водню $[H]_{\text{зал}}$, припускаючи, що вміст залишкового водню майже дорівнює вмісту загального водню в наплавленому металі $[H]_{\text{заг}}$. На пластини з дуплексної сталі 2205 виконували багат шарові (4-х шарові) наплавлення покритими електродами, які забезпечували високолегований наплавлений метал типу 08X19H12 на глибині 0,5 м у воді різної солоності. Хімічний склад основного металу сталі 2205 наведено в табл. 1, а хімічний склад наплавленого

Таблиця 2. Хімічний склад металу, наплавленого покритими електродами

Тип наплавленого металу	Вміст елементів, мас. %						
	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr
08X19H12	0,06	1,58	0,03	0,0025	0,40	12,40	19,08

металу при зварюванні покритими електродами – у табл. 2. Для зварювання застосовували покриті електроди основного типу діаметром 4 мм. Наплавлення виконували на прямій та зворотній полярностях постійного струму. Солоність води: 0; 10; 20; 30 і 40 ‰. Синтетичну морську воду різної солоності імітували розчиненням необхідної кількості морської солі в одному літрі води, а саме: 10; 20; 30 і 40 г/л. Загальний об’єм води складав 9 л. Режим наплавлення: струм $I_{\text{зв}} = 180...200$ А, зворотна та пряма полярність, напруга $U_{\text{д}} = 28...32$ В.

Для оцінки вмісту кисню та залишкового водню із верхніх шарів наплавленого металу виготовляли циліндричні зразки розміром 5×5 мм. Вміст кисню визначали на аналізаторі моделі ТС-436 Лесо (США). Принцип дії аналізатора заснований на відновлювальному плавленні зразка в печі в потоці газу-носія. Вміст залишкового водню визначали також методом відновлювального плавлення на аналізаторі Лесо RH-2.

Результати та обговорення. У табл. 3 наведено результати аналізу газонасиченості високолегованого наплавленого металу при мокрому підводному зварюванні покритими електродами у воді різної солоності та газонасиченість при зварюванні на повітрі, а також значення вмісту кисню та водню в основному металі та стрижнях електродів. Графічну інтерпретацію даних табл. 3 наведено на рис. 1, 2. Для порівняння та наочності на рис. 1, 2 також наведено, крім впливу солоності води на газонасиченість наплавленого металу при мокрому підводному зварюванні, й газонасиченість при зварюванні на повітрі та вміст кисню та водню в основному металі та стрижнях електродів.

Для пояснення впливу водного середовища на газонасиченість наплавленого металу розглянемо докладніше процес мокрого підводного зварювання, яке має деякі особливості. Необхідною умовою існування дуги є наявність парогазового міхура, що утворюється навколо дуги. Атмосфера парогазового міхура розбавляється парами металу, парами речовин і газами, що виділяються з компонентів шихти порошкового дроту або покриття електродів, та продуктами дисоціації парів води.

Таблиця 3. Газонасиченість високолегованого металу, наплавленого покритими електродами, при мокрому підводному зварюванні у солоній воді

№ з/п	Маркування зразків	Вид середовища, полярність струму	Вміст кисню, [O]		Вміст водню, [H]	
			мас. %	ppm	ppm	см ³ /100 г
1	1.1.	повітря, зворотна (+)	0,0290	290	14,2	15,90
2	1.2.	повітря, пряма (-)	0,0227	227	14,5	16,24
3	2.1.	прісна вода, зворотна (+)	0,0570	570	36,0	40,32
4	2.2.	прісна вода, пряма (-)	0,0620	620	35,3	39,54
5	3.1.	солоня вода 10 %, зворотна (+)	0,0715	715	25,6	28,67
6	3.2.	солоня вода 10 %, пряма (-)	0,0927	927	23,5	26,32
7	4.1.	солоня вода 20 %, зворотна (+)	0,0635	635	23,2	25,98
8	4.2.	солоня вода 20 %, пряма (-)	0,0598	598	24,2	27,10
9	5.1.	солоня вода 30 %, зворотна (+)	0,0648	648	22,5	25,20
10	5.2.	солоня вода 30 %, пряма (-)	0,0710	710	24,6	27,44
11	6.1.	солоня вода 40 %, зворотна (+)	0,0540	540	37,7	42,22
12	6.2.	солоня вода 40 %, пряма (-)	0,0510	510	31,8	35,62
13	ОМ	–	0,0051	51	3,82	4,28
14	стрижень електрода	–	0,0248	248	16,1	18,03

Примітка: 1 ppm = 10⁻⁴ % = 1,12 см³/100 г (мл/100 г)

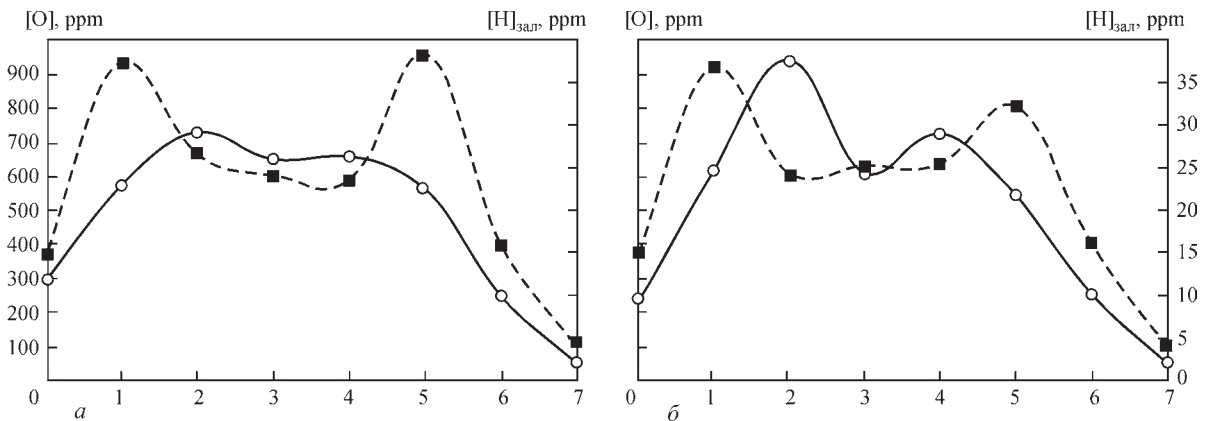


Рис. 1. Газонасиченість високолегованого наплавленого металу при мокрому підводному зварюванні в залежності від солоності води та полярності постійного струму: а – зворотна полярність (+), б – пряма полярність (-), 0 – зварювання на повітрі; 1–5 – солоність води від 0 до 40 % відповідно (1 – 0; 2 – 10; 3 – 20; 4 – 30; 5 – 40 %); 6 – стрижень електрода; 7 – основний метал, ○ – кисень, ■ – водень

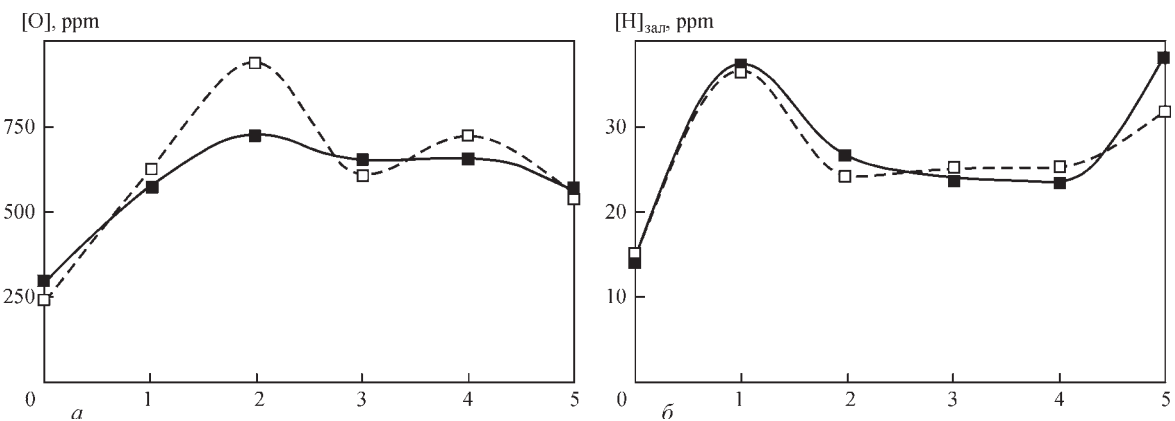


Рис. 2. Газонасиченість високолегованого наплавленого металу при мокрому підводному зварюванні в залежності від солоності води та полярності постійного струму: а – вміст кисню, б – вміст водню, 0 – зварювання на повітрі; 1–5 – солоність води від 0 до 40 % відповідно (1 – 0; 2 – 10; 3 – 20; 4 – 30; 5 – 40 %), □ – пряма полярність, ■ – зворотна полярність

Міхур постійно відтворюється самою дугою та обмежується від навколишнього середовища поверхнею, яка є ізотермічною границею розподілу двох фаз (вода–пара) [11–13]. Розглянемо ще один фактор впливу на теплообмін між дугою та середо-

вищем – це ступінь дисоціації води. На рис. 3 наведено розрахунковий склад продуктів дисоціації води в залежності від температури [14].

У [15] проведено уточнений розрахунок термічної дисоціації води. У продуктах дисоціації водня-

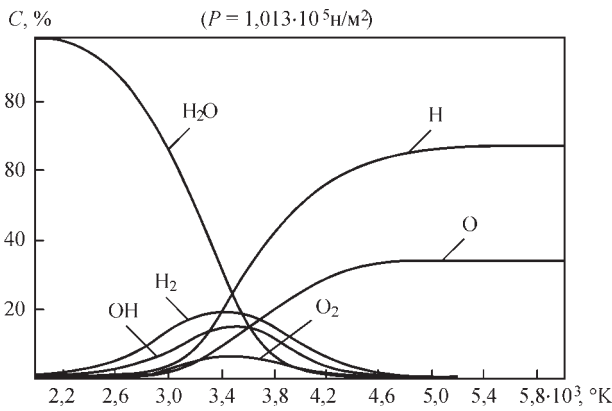


Рис. 3. Зміна концентрації H_2O , O_2 , OH , H_2 , H і O в атмосфері водяної пари в залежності від температури [14]

ної пари крім основних станів кисню та водню у вигляді молекул O_2 і H_2 можливі атоми O і H та інші молекули, наприклад, OH і HO_2 , а при вищих температурах можлива й поява іонів. Проте енергетичні затрати на створення іонів суттєво вищі, ніж на створення атомів. Тому електрони та іони в помітній кількості можуть створюватися при вищих температурах, наприклад, у плазмі дуги. У табл. 4 наведено данні результатів розрахунку дисоціації води та склад парогазової атмосфери при $\sum P = 1$ атм для температур 2000 і 3000 °K. Ці температури відповідають температурі зварювальної ванни й навіть температурі, що мають краплі розплавленого металу.

Ступінь дисоціації водяної пари при 2000 °K відносно невелика та складає 0,7 %, а при підвищенні температури до 3000 °K – 24,3 %. При зниженні вихідного тиску водяної пари або при її розчиненні інертними газами ступінь дисоціації може бути суттєво підвищена навіть при 2000 °K. У цьому напрямку буде впливати й додавання водню до водяної пари. Наприклад, при $P_{H_2} / P_{H_2O} = 1,0$ і $0,1$ відношення P_O / P_{O_2} при 2000 °K дорівнює 2,3 і 21,0 відповідно, тобто концентрація атомарного кисню перевищує концентрацію молекулярного кисню [15].

Аналізуючи склад парогазової суміші при 3000 °K, можна зазначити, що вона на 64,75 % складається з водяної пари H_2O , на 13,30 % з H_2 та містить 5,75 % H і 2,4 % O , ще 9,25 % OH . У той же час, при 2000 °K вміст атомарного водню дорівнює 0,012 %, а атомарного кисню – 0,003 %. Температура 2000 °K відповідає температурі зварювальної ванни, а кисень і водень поглинається

розплавленим металом саме у вигляді атомарного стану. Данні, що наведені в табл. 4 і на рис. 3, співпадають при температурах 2000 і 3000 °K майже повністю. На рис. 3 при підвищенні температури до 4200 °K склад газової суміші складається з приблизно 30 % атомарного кисню і 58 % атомарного водню. Навпаки, вміст молекулярного кисню та молекулярного водню значно менше. Тобто при цій температурі (4200 °K), яку майже мають поверхневі зони плазми дуги, або зони, що до неї прилягають, майже вся кількість водяної пари дисоціювала зі створенням атомарних водню та кисню. Наприклад, водень дисоціює на 90 % при 4700 °K. Враховуючи присутність високотемпературного джерела (зварювальної дуги) та наявності високих конвективних потоків, що мають місце в парогазовому міхурі, можна припустити, що навіть при меншій середній температурі в міхурі буде присутня значна кількість атомарного водню та кисню. При температурі 6000 °K, яка відповідає температурі плазмі дуги, будуть вже створюватися іони водню H^+ та кисню O^+ .

Теплоємність парогазової суміші, що міститься в міхурі при мокрому підводному зварюванні, буде значно більшою (враховуючи, що в складі міститься велика кількість водню), ніж теплоємність вихідного середовища, тобто води. Отже склад парогазової суміші, що міститься в парогазовому пузирі, внаслідок високих значень теплоємності ще більшою мірою забирає тепло від стовпа дуги та сприяє його стисненню (контрагуванню), ніж саме водне середовище, яке є лише тільки вихідним середовищем, що створює відповідний склад парогазового пузиря.

Таким чином, створюються умови як для процесів, що протікають із поглинанням енергії (тепла) – процеси дисоціації та іонізації, так і зворотні, що протікають з виділенням тепла – процеси рекомбінації та створення нових молекул водяної пари з окремих продуктів дисоціації її молекул, а саме, атомів, іонів (H_2 ; O_2 ; OH ; H ; O) (рис. 3, табл. 4). Таким чином, склад парогазового міхура в різних його ділянках зовсім різних. Високий вміст атомарних O і H та іонів H^+ і O^+ у реакційній зоні в діапазоні температур $T = 3000 \dots 4200$ °K, які відповідають ділянкам, що прилягають до зовнішніх зон стовпа дуги та приелектродним областям, призводить до інтенсивного розчинення цих газів у

Таблиця 4. Склад продуктів і ступінь дисоціації води [15]

T, °K	Склад, об. %						Ступінь дисоціації, %		
	H ₂ O	H ₂	O ₂	OH	H	O	H ₂ O	O ₂	H ₂
2000	98,92	0,59	0,23	0,24	0,012	0,003	0,7	0,68	1,05
3000	64,75	13,30	4,55	9,25	5,75	2,4	24,3	20,9	17,8

металі шва. Кисень взаємодіє з розплавленим металом, що сприяє практично повному вигоранню (окисненню) легуючих елементів зі шва при зварюванні низьколегованих сталей. Вміст кисню в металі шва при механізованому зварюванні низьколегованих сталей доходить до 0,22 мас. % [5].

Результати з визначення окислювального та наводнювального потенціалу водного середовища, які отримані в даному дослідженні, співпадають з нашими попередніми дослідженнями [16]. У роботі наведено, що окислювальний потенціал водного середовища майже в 2 рази перевищує його значення при зварюванні на повітрі. Зварювання виконували самозахисним порошковим дротом діаметром 1,8 мм, що забезпечує високолегований наплавлений метал. Встановлено, що при мокрому підводному зварюванні високолегованих сталей типу 18-10 самозахисним порошковим дротом вміст кисню в металі шва досягає 0,15 мас. % при недостатній кількості газотворюючих компонентів в осерді порошкового дроту. У той же час, при якісному захисті від навколишнього середовища та достатній кількості газотворюючих компонентів вміст кисню при мокрому підводному зварюванні не перевищує 0,06 мас. % і знаходиться майже в такій же кількості, як і при зварюванні на повітрі [16]. Тобто ступінь захисту від зовнішнього середовища, чи то при зварюванні на повітрі, чи то при мокрому підводному зварюванні, залежить як від кількості газотворюючих компонентів, так і від типу шлакової системи електродних присадних матеріалів. Ті ж самі данні було опубліковано в [17].

Таким чином, як при зварюванні низьколегованих сталей, так і високолегованих нержавяких сталей підтверджується окислювальний вплив водного середовища при мокрому підводному зварюванні та підтверджується високий ступінь дисоціації водяної пари в парогазовому міхурі. Кисень, який не вступив у взаємодію із залізом і легуючими елементами, з'єднується з воднем, утворюючи водяну пару. Ця реакція відбувається в зонах парогазового міхура, що найбільш віддаленні від зон стовпа дуги, тобто близько до поверхні розподілу пари води \leftrightarrow вода. Гази, що відходять із реакційної зони, майже повністю складаються з водню (88...94 %) і незначної кількості кисню (0,07...0,10 мас. %) [5].

При розведенні парогазового міхура парами металів, мінералів із осердя порошкового дроту та покриття електродів, як у випадку мокрого підводного зварювання, відбувається зниження вихідного тиску водяної пари, особливо в ділянках, які прилягають до стовпа дуги, що сприяє підвищенню ступеня її дисоціації. У результаті високого

ступеня дисоціації парів води в парогазовому міхурі створюються умови для насичення наплавленого металу киснем і воднем.

У [18] досліджували вплив солоності води на характер розподілу водню, кисню, азоту та вуглецю в низьколегованому металі шва та ЗТВ. Показано, що з підвищенням солоності води до 30 % вміст водню, азоту та вуглецю в металі шва зменшується, а концентрація кисню декілька збільшується. Ці данні збігаються з результатами, отриманими в нашому дослідженні.

Аналізуючи данні, які наведено в табл. 3 і на рис. 1, 2 та в [16, 17], можна визначити основні фактори, які найбільше впливають на газонасиченість наплавленого металу при мокрому підводному зварюванні та зробити наступні **висновки**:

1. Показано, що загальний вміст кисню та водню в наплавленому металі залежить від потенційного вмісту газів, які вносяться за рахунок електродних матеріалів і основного металу, та від процесу дисоціації парів води в парогазовому міхурі, а також солоності води.

2. Вміст кисню та водню в наплавленому металі залежить від концентрації солі у воді. Порівняно зі зварюванням у прісній воді з підвищенням солоності води до 30 % вміст водню зменшується, а вміст кисню – збільшується. У діапазоні солоності води 10...30 % вміст кисню та водню залишається майже постійним. У подальшому, зі збільшенням солоності води до 40 %, вміст водню в наплавленому металі знову збільшується, а вміст кисню – зменшується.

3. Найбільший вміст водню спостерігається при зварюванні в прісній воді та воді солоністю 40 %. Вміст кисню, навпаки, має найменше значення в наплавленому металі при зварюванні в прісній воді та у воді солоністю 40 %.

4. Полярність постійного струму при зварюванні не має дуже значного впливу на вміст кисню та залишкового водню в наплавленому металі, але залежність від концентрації солі у воді. Ця залежність значніша при зварюванні на зворотній полярності постійного струму. Полярність постійного струму необхідно обирати виходячи з необхідності забезпечення нижчих значень вмісту кисню або водню. Нижчі значення кисню забезпечуються при зварюванні на зворотній полярності постійного струму. На вміст водню полярність постійного струму майже не впливає при зварюванні в діапазоні режимів, використаних у даному дослідженні.

5. Більша частка вмісту водню в наплавленому металі при мокрому підводному зварюванні отримується за рахунок процесу дисоціації пари води і

дорівнює майже 70 % від усього залишкового вмісту водню. При зварюванні у воді солоністю 10...30 ‰ ця частка зменшується й дорівнює 50 %, тобто складає половину від загального вмісту. По вмісту кисню спостерігається така ж сама залежність.

6. Для зниження газонасиченості наплавленого металу як при зварюванні на повітрі, так і при мокрому підводному зварюванні необхідно зменшувати кількість потенціального кисню та водню, що вносяться електродними присадними матеріалами.

7. Окислювальний потенціал водного середовища майже в 2 рази перевищує його величину при зварюванні на повітрі.

8. Вміст водню при мокрому підводному зварюванні, так само, від 2 до 2,5 разів більший, ніж при зварюванні на повітрі.

9. Вміст кисню та залишкового водню в наплавленому металі залежить від ступеня захисту від навколишнього середовища, який, у свою чергу, визначається типом шлакової системи газошлакоутворюючих складових порошкового дроту та покритих електродів.

10. Шлакова система покриття електродів сприяє зменшенню вмісту залишкового водню в наплавленому металі. Зварювання на повітрі – вміст $[H]_{\text{зал}} = 14,2$ ppm (зворотна полярність струму) та 14,5 ppm (пряма полярність струму), а вміст залишкового водню в металі електродного стрижня дорівнює $[H]_{\text{зал}} = 16,1$ ppm.

11. Вміст кисню при зварюванні на повітрі значно відрізняється від вмісту кисню в металі стрижня електродів. Це свідчить про те, що шлакова система забезпечує задовільний ступінь захисту від окислювального потенціалу повітря.

Роботу виконано в рамках програми: The National Key Research and Development Program of China, grant № 2023YFE0201300

Список літератури

1. Hydrogen diffusion and concentration in 2205 duplex stainless steel under hydrostatic pressure. <http://ukdiss.com>
2. Кархин В.А., Мнушкин О.С., Петров Г.Л. (1980) Кинетика перераспределения водорода в сварных соединениях. *Автоматическая сварка*, **6**, 28–32.
3. Klett, J., Hecht-Linowitzki, V., Grünzel, O., Schmidt, E., Maier, H.J., Hassel, T. (2020) Effect of the water depth on the hydrogen content in SMAW wet welded joints. *SN Applied Sciences*, **2**, 1269. DOI: <https://doi.org/10.1007/s42452-020-3066-8>
4. da Silva, W.C.D, Ribeiro, L.F, Bracarense, A.Q, Pessoa, E.C.P (2012) Effect of the hydrostatic pressure in the diffusible hydrogen at the underwater wet welding. In: *ASME 2012 31-st international conference on ocean, offshore and arctic engineering OMAE2012-83002 (44939)*, 1–8. DOI: <https://doi.org/10.1115/OMAE201283002>
5. Максимов С.Ю. (2006) Влияние водной среды на характер физико-металлургических процессов дуговой сварки низколегированных сталей : дис. ... докт. техн. наук: Киев.
6. Świerczyńska, A., Fydrych, D., Rogalski, G. (2017) Diffusible hydrogen management in underwater wet self-shielded flux

7. Кононенко В.Я. (1991) Влияние солиности воды и параметров режима механизированной подводной сварки на содержание водорода и кислорода в металле шва. *Автоматическая сварка*, **3**, 69–71.
8. Klett, J., Mattos, I.B.F., Maier, H.J., da Silva, R.H.G., Hasse, T. (2021) Control of the diffusible hydrogen content in different steel phases through the targeted use of different welding consumables in underwater wet welding. *Materials and Corrosion*, **72(3)**, 504–516. DOI: <https://doi.org/10.1002/maco.202011963>
9. Аснис А.Е., Игнатушенко А.А., Дьяченко Ю.В. (1983) Меры снижения содержания водорода в зоне термического влияния при механизированной подводной сварке. *Автоматическая сварка*, **8**, 1–4.
10. Guo, N., Zhang, X., Fu, Y., Luo, W., Chen, H., He, I.L. (2023) A novel strategy to prevent hydrogen charging via spontaneously molten-slag-covering droplet transfer mode in underwater wet FCAW. *Materials & Design*, **226**, 111636. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2023.111636>
11. Мадатов Н.М. (1965) О свойствах парагазового пузыря вокруг дуги при сварке под водой. *Автоматическая сварка*, **12**, 25–29.
12. Авилов Т.И. (1952) Исследования процесса сварки под водой. *Сварочное производство*, **5**, 12–14.
13. Кононенко В.Я. (1996) Металлургические основы сварки в водной среде порошковыми проволоками. *Автоматическая сварка*, **9**, 22–26.
14. Фролов В.В., Винокуров В.А., Волченко В.Н., Парахин В.А., Арутюнова И.А. (1970) *Теоретические основы сварки*. Под ред. В.В. Фролова. М., Высшая школа.
15. Куликов И.С., Ростовцев С.Т., Григорьев Э.Н. (1978) *Физико-химические основы процесса восстановления окислов*. М., Наука.
16. Ющенко К.А., Каховський Ю.М., Фадеева Г.В., Максимов С.Ю. (2006) Самозахисний порошковий дріт для підводного зварювання високолегованих сталей. *Збірник наукових статей за результатами, отриманими в 2000–2006 рр. «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкції споруд та машин»*, Київ, 532–537.
17. Каховський М.Ю. (2015) Вплив водного середовища на газонасиченість металу зварного шва під час підводного зварювання сталі 12Х18Н10Т. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, **6(51)**, 83–86.
18. Смяян О.Д., Кононенко В.Я. (1987) Влияние концентрации солей в морской воде на распределение водорода, азота, углерода и кислорода в сварном соединении, выполненном под водой. *Автоматическая сварка*, **1**, 75–76.

References

1. Hydrogen diffusion and concentration in 2205 duplex stainless steel under hydrostatic pressure. <http://ukdiss.com>
2. Karkhin, V.A., Mnushkin, O.S., Petrov, G.L. (1980) Kinetics of hydrogen redistribution in welded joints. *Automatic Welding*, **6**, 28–32 [in Russian].
3. Klett, J., Hecht-Linowitzki, V., Grünzel, O., Schmidt, E., Maier, H.J., Hassel, T. (2020) Effect of the water depth on the hydrogen content in SMAW wet welded joints. *SN Applied Sciences*, **2**, 1269. DOI: <https://doi.org/10.1007/s42452-020-3066-8>
4. da Silva, W.C.D, Ribeiro, L.F, Bracarense, A.Q, Pessoa, E.C.P (2012) Effect of the hydrostatic pressure in the diffusible hydrogen at the underwater wet welding. In: *ASME 2012 31-st Intern. Conf. on Ocean, Offshore and Arctic Engineering OMAE2012-83002 (44939)*, 1–8. DOI: <https://doi.org/10.1115/OMAE201283002>
5. Maksimov, S.Yu. (2006) *The influence of the aqueous environment on the nature of physical and metallurgical processes of arc welding of low-alloy steels*: PhD Thesis: Kyiv [in Russian].
6. Świerczyńska, A., Fydrych, D., Rogalski, G. (2017) Diffusible hydrogen management in underwater wet self-shielded flux

- cored arc welding. *Int. J. Hydrog Energy*, 42(38), 24532–24540. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2017.07.225>
7. Kononenko, V.Ya. (1991) The influence of water salinity and parameters of mechanized underwater welding on the content of hydrogen and oxygen in the weld metal. *Automatic Welding*, 3, 69–71 [in Russian].
 8. Klett, J., Mattos, I.B.F., Maier, H.J., da Silva, R.H.G., Hasse, T. (2021) Control of the diffusible hydrogen content in different steel phases through the targeted use of different welding consumables in underwater wet welding. *Materials and Corrosion*, 72(3), 504–516. DOI: <https://doi.org/10.1002/maco.202011963>
 9. Asnis, A.E., Ignatushenko, A.A., Dyachenko, Yu.V. (1983) Measures to reduce hydrogen content in the heat-affected zone during mechanized underwater welding. *Automatic Welding*, 8, 1–4 [in Russian].
 10. Guo, N., Zhang, X., Fu, Y., Luo, W., Chen, H., He, I.L. (2023) A novel strategy to prevent hydrogen charging via spontaneously molten-slag-covering droplet transfer mode in underwater wet FCAW. *Materials & Design*, 226, 111636. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2023.111636>
 11. Madatov, N.M. (1965) On the properties of the vapor-gas bubble around the arc during underwater welding. *Automatic Welding*, 12, 25–29 [in Russian].
 12. Avilov, T.I. (1952) Research of the underwater welding process. *Svarochnoye proizvodstvo*, 5, 12–14 [in Russian].
 13. Kononenko, V.Ya. (1996) Metallurgical principles of welding in an aqueous environment with flux-cored wires. *Automatic Welding*, 9, 22–26 [in Russian].
 14. Frolov, V.V., Vinokurov, V.A., Volchenko, V.N., Parakhin, V.A., Arutyunova, I.A. (1970) *Theoretical foundations of welding*. Ed. by V.V. Frolov. Moscow, Vysshaya Shkola [in Russian].
 15. Kulikov, I.S., Rostovtsev, S.T., Grigoriev, E.N. (1978) *Physicochemical foundations of the oxide reduction process*. Moscow, Nauka [in Russian].
 16. Yushchenko, K.A., Kakhovsky, Yu.M., Fadeeva, G.V., Maksimov, S.Yu. (2006) Self-healing powder grind for underwater welding of high-alloy steels. In: *Collection of scientific articles based on the results published in 2000–2006 on Problems of resource and operational safety of the construction of vessels and machines*, Kyiv, 532–537 [in Ukrainian].
 17. Kakhovsky, M.Yu. (2015) Influx of aqueous media on gas saturation of weld metal during underwater welding of steel 12X18H10T. *Fizyko-Khimichna Mekhanika Materialiv*, 6(51), 83–86 [in Ukrainian].
 18. Smiyan, O.D., Kononenko, V.Ya. (1987) The influence of salt concentration in seawater on the distribution of hydrogen, nitrogen, carbon and oxygen in a welded joint made underwater. *Automatic Welding*, 1, 75–76 [in Russian].

GAS SATURATION OF HIGH-ALLOYED WELDING METAL DURING WET UNDERWATER WELDING OF DUPLEX STEELS IN SALT WATER

G.V. Fadeeva¹, S.Yu. Maksimov¹, Jia Chuanbao², D.V. Vasiliev¹, A.A. Radziyevska¹, Han Yanfei²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: maksimov@paton.kiev.ua

²Institute of Materials Joining, Shandong University. E-mail: jjachuanbao@sdu.edu.cn

The factors that most influence the gas saturation of the deposited metal during wet underwater welding are analyzed. It is shown that the oxygen and hydrogen content in the deposited metal depends on the potential content of gases introduced by electrode materials and the base metal, and on the process of dissociation of water vapor in the vapor-gas bubble, as well as the salinity of the water. Compared to welding in fresh water, with an increase in water salinity to 30 ‰, the hydrogen content decreases and the oxygen content increases. Further, with an increase in water salinity to 40 ‰, the hydrogen content in the deposited metal increases again, and the oxygen content decreases both in reverse and direct current welding. This dependence is more significant when welding with reverse polarity of direct current. The highest hydrogen content is observed when welded in fresh water and water with a salinity of 40 ‰. In terms of oxygen content, on the contrary, the lowest value in the deposited metal was obtained when welded in fresh water and water with a salinity of 40 ‰. The oxidizing potential of the aqueous medium is more than 2 times higher than its value during welding in air. The hydrogen content during wet underwater welding is also 2...2.5 times higher than during welding in air. 18 Ref., 4 Tabl., 3 Fig.

Keywords: duplex steels, wet underwater welding, high-alloyed weld metal, gas saturation, hydrogen and oxygen content, water vapor dissociation, water salinity, coated electrode, DC polarity

ORCID

Г.В. Фадєєва <https://orcid.org/0009-0003-8142-0110>, С.Ю. Максимов – <https://orcid.org/0000-0002-5788-0753>,
 Jia Chuanbao – <https://orcid.org/0000-0002-6028-6528>, Д.В. Васильєв <https://orcid.org/0000-0002-4629-162X>,
 А.А. Радзієвська <https://orcid.org/0009-0002-7718-9668>, Han Yanfei – <https://orcid.org/0000-0001-8598-4413>,

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

С.Ю. Максимов

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

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

Г.В. Фадєєва, С.Ю. Максимов, Jia Chuanbao, Д.В. Васильєв, А.А. Радзієвська, Han Yanfei (2026) Газонасиченість високолегованого наплавленого металу при мокрому підводному зварюванні дуплексних сталей у солоній воді. *Автоматичне зварювання*, 03, 03–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.02.01>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 07.11.2025

Отримано у переглянутому вигляді 23.01.2026

Підписано до друку 14.05.2026

Оприлюднено 20.05.2026

З'ЄДНАННЯ АЛЮМІНІЄВИХ І МАГНІЄВИХ СПЛАВІВ ДИFUЗІЙНИМ ЗВАРЮВАННЯМ (Огляд)

Л.В. Петрушинець¹, В.Є. Федорчук¹, Ю.В. Фальченко¹, О.О. Новомлинець²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: moremia2@ukr.net

²Національний університет «Чернігівська політехніка». 14030, м. Чернігів, вул. Шевченка, 95. E-mail: rector@stu.cn.ua

Магнієві сплави завдяки низькій щільності та високій питомій міцності є перспективними матеріалами для машинобудування, автомобілебудування та портативної електроніки. Обмеження ширшого застосування обумовлене низькою міцністю та термостійкістю, а також схильністю до корозії даної групи матеріалів. Широке впровадження магнієвих сплавів часто потребує надійного з'єднання з іншими матеріалами, насамперед – з алюмінієвими сплавами. Однак отримання таких з'єднань є технологічно складним через суттєву різницю у фізико-хімічних властивостях даної пари матеріалів, що призводить до утворення крихких фаз і деградації механічних властивостей. У роботі розглянуто можливість використання різних технологічних прийомів при отриманні з'єднань між магнієм і алюмінієм способом дифузійного зварювання. Показано, що зварювання магнієвих сплавів з алюмінієвими без прошарків призводить до значного розкиду в значеннях міцності з'єднань, що обумовлено розбіжностями у використаних авторами публікацій параметрах зварювання (температура, тиск, тривалість процесу). Використання проміжних прошарків, таких як Cu, Zn, Ag, Ni та Sn + Zn істотно впливає на мікроструктуру, склад фаз і механічні властивості з'єднань, що пов'язано з різною схильністю цих металів до формування інтерметалідних фаз у стику. Найвищу міцність на зріз 76,8 МПа отримано при застосуванні прошарку Sn + Zn. Але цей технологічний процес має значну чутливість до коливань температури зварювання, що обумовлено зміною в обсязі рідкої фази між магнієм та алюмінієм і, відповідно, фазового складу зони з'єднання. Таким чином, дифузійне зварювання магнію з алюмінієм залишається складною проблемою, яка потребує подальшого дослідження. Бібліогр. 27, табл. 1, рис. 2.

Ключові слова: дифузійне зварювання, магнієвий сплав, алюмінієвий сплав, проміжний прошарок, мікроструктура, міцність

Вступ. Магнієві сплави завдяки низькій щільності та високій питомій міцності є перспективними матеріалами для машинобудування та інших галузей, в яких критичним є питання зменшення ваги конструкцій. Наприклад, вони використовуються в портативній електроніці (ноутбуки, мобільні телефони, камери), в якій завдяки поєднанню механічної міцності, здатності до відводу тепла, компактності та 100 % перероблюваності магній має перевагу над пластиком. В автомобілебудуванні магнієві сплави застосовуються в елементах двигуна, трансмісії, корпусах, кронштейнах, рамах, приладових панелях, каркасах сидінь, кермових колесах і колісних дисках тощо, забезпечуючи суттєве зниження маси без втрати функціональності [1, 2].

Попри переваги, такі як: легкість, можливість використання ливарних технологій, екранування електромагнітних хвиль і гасіння вібрацій, магній має суттєві недоліки: низьку міцність, термостійкість і схильність до корозії. Додаткове легування алюмінієм, цинком, цирконієм і рідкісноземельними елементами дозволяє частково подолати ці обмеження, зокрема, підвищити міцність, опір

повзучості та стійкість до високих температур. Проте найсерйознішою проблемою залишається корозія, яка істотно обмежує експлуатацію магнієвих сплавів у різних середовищах [3]. Нанесення тонкого алюмінієвого покриття на магнієві сплави сприяє покращенню корозійної стійкості останніх, оскільки на поверхні алюмінію формується щільна оксидна плівка. Наприклад, у [4] було показано, що холодне напилення на магнієві сплави покриття суміші часточок із чистого алюмінію та нікелю (Al – 40 Ni, ваг. %) завтовшки 240 мкм значно покращує їхню корозійну стійкість, яка суттєво підвищується зі збільшенням часу занурення в розчин з 3,5 % NaCl завдяки утворенню захисного шару Al₂O₃.

Широке впровадження магнієвих сплавів у конструкційні елементи часто потребує надійного з'єднання з іншими матеріалами, насамперед – з алюмінієвими сплавами. Саме комбінація легких магнієвих та алюмінієвих компонентів дозволяє створювати конструкції зі зменшеною масою без втрати експлуатаційних характеристик. Однак отримання таких з'єднань є технологічно складним через суттєву різницю у фізико-хімічних властивостях даної пари матеріалів і можливості утворення крихких фаз зі зменшенням механічних властивостей. Однією з основних проблем при зварюванні магнію з алюмінієм є утворення інтер-

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

металідних фаз $Mg_{17}Al_{12}$ і Mg_2Al_3 , наявність яких суттєво знижує міцність з'єднань, а також стійкість до ударних і циклічних навантажень [5]. У даній роботі були розглянуті способи зварювання в твердій фазі, які забезпечують локалізацію пластичної деформації в стику та сприяють утворенню дрібнозернистих структур у зоні з'єднання, що, в свою чергу, підвищує міцність і довговічність отриманих з'єднань [6]. Збільшення швидкості пластичної деформації, підбір відповідних діапазонів температур проведення процесу, а також проміжних прошарків дозволяє вплинути на склад і розміри інтерметалідних фаз, які утворюються в стику в процесі зварювання, або й взагалі уникнути їхньої появи.

Мета роботи – провести аналіз та узагальнення новітніх досягнень у дифузійному зварюванні (ДЗ) магнієвих і алюмінієвих сплавів, визначити особливості проведення процесів, а також вірогідні шляхи усунення типових недоліків.

Виклад основного матеріалу. Дифузійне зварювання є одним із ключових способів з'єднання різнорідних металів і сплавів, особливо у випадках, коли традиційні способи зварювання призводять до формування товстого шару крихких інтерметалідних фаз. Завдяки зниженню температури процесу та відсутності розплавлення даний підхід дозволяє отримати якісні з'єднання з високими механічними властивостями. Під час ДЗ можуть застосовуватися як бар'єрні прошарки, що запобігають утворенню небажаних крихких фаз, так і прошарки, які частково або повністю розплавляються (наприклад, на основі Zn та/або Sn), сприяючи змочуванню поверхонь, активації дифузійних процесів і формуванню щільного контакту між металами.

Одним із актуальних напрямів досліджень є вивчення впливу технологічних параметрів дифузійного зварювання на структуру та властивості біметалевих з'єднань сплавів алюмінію та магнію. Аналіз результатів досліджень [7–12] показує, що результат процесу ДЗ кожної конкретної пари сплавів суттєво залежить від обраних температури, тиску та часу витримки. В усіх роботах простежується спільна тенденція: підвищення температури зварювання посилює дифузійну взаємодію між металами, що, у свою чергу, впливає на швидкість утворення інтерметалідних фаз, формування структури зони з'єднання та рівень механічних властивостей.

У [7] досліджували вплив температури на формування біметалевих з'єднань сплавів алюмінію 5083 та магнію AZ31 методом дифузійного зварювання у вакуумі. Процес проводили за 420...450 °C, під тиском 1 МПа протягом 60 хв,

за вакууму $6 \cdot 10^3$ Па. За температури 420 °C у стику спостерігали лише часткову взаємодію з утворенням окремих ділянок фази Al_2Mg_3 (до 27 мкм). Підвищення температури до 430 °C сприяло формуванню двошарової інтерметалідної зони – Al_3Mg_2 з боку алюмінію та $Al_{12}Mg_{17}$ з боку AZ31 – загальною товщиною 38 мкм, а також росту зерна в магнієвому сплаві поблизу стику. Подальше збільшення температури призводило до інтенсивнішої взаємодії та формування широкої дифузійної зони (до 600 мкм), яка переважно складається з фази $Al_{12}Mg_{17}$ і твердого розчину магнію. У сплаві AZ31 з'являлися пори, поява яких пояснюється вищим коефіцієнтом дифузії атомів Mg в Al. За 450 °C на межі контакту внаслідок стрімкого проходження евтектичної реакції відбувається локальне плавлення. Таким чином, надмірне нагрівання погіршує якість з'єднання через формування пористості та крихких фаз. Підвищення температури зварювання з 420 до 440 °C призводить до суттєвого зростання мікротвердості зони з'єднання: з 120 до 224 HV, що перевищує твердість вихідних сплавів (128 HV для Al і 72 HV для Mg). Це свідчить про домінуючий вплив інтерметалідних фаз на зміцнення стику, хоча надмірна їхня кількість зумовлює втрату пластичності.

Подібну залежність виявлено й для сплавів AA7075 та AZ80 [8]. Дослідження проводили при варіюванні температури в діапазоні 350...450 °C, під тиском 10 МПа та з витримкою 15 хв. Оптимальний режим ($T = 400$ °C, $P = 10$ МПа, $t = 15$ хв) забезпечив максимальну міцність на зріз ($\tau = 26$ МПа). За нижчих температур формування з'єднання є неповним, а за вищих – надмірне зростання шарів Mg_2Al_3 і $Mg_{17}Al_{12}$ спричиняє зниження міцності. Автори не визначили оптимальну товщину інтерметалідних шарів, хоча саме вона є ключовим чинником забезпечення балансу між міцністю та крихкістю з'єднання.

У [9] досліджували формування з'єднань AZ31 з трьома алюмінієвими сплавами – 5754, 6061 і 7039. Зварювання проводили за 440 °C, 29 МПа, 60 хв, за вакууму $1,33 \cdot 10^{-2}$ Па. Незалежно від складу алюмінієвого сплаву формувалася дифузійний шар завтовшки 30...33 мкм, що складався з послідовності фаз: $Al_{12}Mg_{17}$ (зі сторони AZ31), суміші $Al_{12}Mg_{17} + Al_3Mg_2$ та шару Al_3Mg_2 (зі сторони алюмінію). Порівняння результатів для різних пар сплавів показало, що хімічний склад компонентів істотно впливає на механічні властивості. Найвищу міцність на зріз ($\tau = 42$ МПа) мало з'єднання AZ31 + 6061 у порівнянні з парами AZ31 + 7039 ($\tau = 35$ МПа) і AZ31 + 5754 ($\tau = 30$ МПа). Це пояс-

нюються нижчою твердістю сплаву 6061, що сприяє кращому приляганню поверхонь і формуванню повноцінного металевого контакту на початковій стадії зварювання.

Публікація [10] присвячена комплексній оцінці впливу основних параметрів дифузійного зварювання на формування з'єднань сплавів AZ31B та AA6061. Дослідження проводили в широких діапазонах температури (375...500 °C), тиску (5...25 МПа) та часу витримки (5...120 хв). Результати 35 експериментів показали, що за температури 400...475 °C, тиску 10...20 МПа та тривалості 5...90 хв забезпечується стабільне формування з'єднання без плавлення. Оптимальна товщина дифузійного шару при цьому становить 5...10 мкм, а максимальна міцність на зріз ($\tau = 42$ МПа) досягається за умов $T = 425$ °C, $P = 20$ МПа, $t = 40$ хв.

Вплив часу витримки на формування з'єднань AZ31B і 7075 особливо виразно простежується в [11]. ДЗ виконували за температури 430...450 °C, тиску 29 МПа, витримки 60 і 120 хв, вакуумі 0,133 Па. При безпосередньому зварюванні в зоні з'єднання утворювалися три шари інтерметалідів, аналогічні до результатів інших досліджень ($Al_{12}Mg_{17}$, суміш фаз $Al_{12}Mg_{17}$ і Al_3Mg_2 , суміш $Al_{12}Mg_{17}$ і Al_3Mg_2 з більшим вмістом Al_3Mg_2). Показано, що збільшення тривалості процесу з 60 до 120 хв призводить до істотного зростання товщини дифузійної зони з 21...23 мкм до 30 мкм при 430 °C і до 38 мкм при 450 °C, а також спричиняє підвищення мікротвердості з 70 до 176 HV. Утворення товстого інтерметалідного шару призводить до зниження пластичності з'єднань, тому максимальна міцність на зріз ($\tau = 24$ МПа) досягається при $T = 430$ °C, $t = 60$ хв.

Подібна тенденція простежується і для пари сплавів 7075 і AZ31B [12]. Зварювання зразків проводили на режимі, який задавали в наступних діапазонах: температура 393...421 °C, тиск 12...80 МПа, витримка 25...120 хв, вакуум 0,133 Па. Зварні з'єднання були отримати в інтервалі температур 402...421 °C, для всіх значень якого формується дифузійна зона практично однакової товщини (21,26...22,60 мкм). Структура інтерметалідних шарів узгоджується з даними [11], проте додатково встановлено утворення фази $MgZn_2$ на границі зі сплавом 7075. Оптимальне співвідношення міцності на зріз ($\tau = 30$ МПа) і мікротвердості в стику (70 HV) забезпечив режим зварювання $T = 402$ °C, $P = 29$ МПа, $t = 60$ хв.

У [13–16] значну увагу приділено впливу термічної обробки до та після зварювання на мікроструктуру вихідних сплавів і їхнього з'єднання. З

метою подрібнення зерна автори [13] вихідні матеріали піддавали рекристалізаційному відпалу при 300 °C. Перебування за даної температури протягом 30...40 хв майже вдвічі зменшило середній розмір зерна в AZ31 (з 21,15 до 12,35 мкм) і на третину – в сплаві 7075 (з 19,62 до 12,81 мкм). Зварювання виконували за температури 430...470 °C, тиску 10 МПа, витримки 60...120 хв, вакууму 18 Па. Подібно до попередніх робіт у зоні з'єднання сформувались три інтерметалідні шари: Mg_2Al_3 , $MgAl$ і $Mg_{17}Al_{12}$. Максимальна мікротвердість зварних зразків, підданих попередньому відпалу та без нього, знаходиться на одному рівні й становить ~ 250 HV у шарі, що відповідає інтерметаліду $Mg_{17}Al_{12}$. Оптимальним режимом визначено $T = 470$ °C, $P = 10$ МПа, $t = 60$ хв, що забезпечило міцність на зріз $\tau = 38,41$ МПа.

Позитивний вплив попереднього відпалу сплаву 6061 на формування зварного з'єднання алюмінію з магнієм також зазначається в [14]. Зварювання сплавів 6061 + AZ31 виконували за температури 440 °C, тиску 29 МПа, витримки 60...90 хв, вакууму $1,33 \cdot 10^{-2}$ Па. Оптимальною визначено тривалість процесу 90 хв. Незалежно від вихідного стану алюмінієвого сплаву в зоні з'єднання, формувались три інтерметалідні шари ($Al_{12}Mg_{17}$ /суміш $Al_{12}Mg_{17}$ + Al_3Mg_2/Al_3Mg_2) загальною товщиною 25...27 мкм. Міцність на зріз відпалених зразків є майже вдвічі вищою ($\tau = 32$ МПа), ніж при застосуванні операції попереднього загартування та старіння вихідного алюмінієвого сплаву ($\tau = 18$ МПа), що пояснюється низькою пластичністю приповерхневих шарів алюмінію і, як наслідок, відсутністю повного фізичного контакту поверхонь матеріалів, що зварювались.

Окремі дослідження були присвячені впливу відпалу на структуру зони з'єднання та механічні властивості зварних зразків.

Ефективність застосування термічної обробки для зварних з'єднань сплаву AZ31 з 6061 показано в [15]. Дифузійне зварювання проводили в середовищі аргону за температури 440 °C, після якого здійснювали відпал при 200...300 °C протягом 60 хв. Після термообробки в зоні з'єднання спостерігаються дві інтерметалідні фази Mg_2Al_3 і $Mg_{17}Al_{12}$ з одноріднішою мікроструктурою, ніж безпосередньо після зварювання. Найкращі результати отримано після відпалу при 250 °C: міцність на розтяг зросла до $\sigma_b = 45$ МПа (порівняно з $\sigma_b = 29$ МПа після зварювання).

У [16] розглядали з'єднання сплавів AZ91 і 6061, зібраних внапуск між двох пластин, які стягували болтами так, щоб мінімізувати тиск пе-

ред нагріванням. ДЗ проводили в електропечі в середовищі аргону за температури 440 °С і витримки 60 хв. Далі ще протягом 60 хв відбувався відпал при 200...300 °С. Після зварювання в стику формуються два інтерметалідні шари Al_2Mg і $Al_{12}Mg_{17}$. Відпал при 200...250 °С впливає несуттєво на товщину зони з'єднання у порівнянні зі станом після зварювання (~65 мкм проти 75...80 мкм), але підвищення температури термообробки до 300 °С призводить до інтенсивного росту інтерметалідних шарів (до 200 мкм). Відпал при 250 °С дозволяє підвищити міцність з'єднань на розтяг майже вдвічі у порівнянні зі зразками після зварювання ($\sigma_b = 80,3$ МПа проти 42,2 МПа), але призводить до зниження границі текучості (до $\sigma_{0,2} = 35,5$ МПа проти 40,0 МПа).

Низку публікацій присвячено аналізу мікроструктурних змін у зоні з'єднання, порядку утворення та зростання інтерметалідних фаз під час ДЗ. Зокрема в [17, 18] детально висвітлено особливості формування зони з'єднання при зварюванні алюмінію з магнієм.

У [17] наведено результати досліджень зі зварювання магнієвого сплаву AZ31 з алюмінієвим сплавом 7075. Параметри режиму задавали в наступних інтервалах: температура 430...450 °С, тиск 10...35 МПа, витримка протягом 60 хв, вакуум 13,3 МПа. Щодо рівня вакууму, вірогідно, має місце одруківка: замість «МПа» мають бути «Па». Задля зниження рівня залишкових напружень охолодження з'єднань проводили повільно разом із камерою. За результатами експериментів було запропоновано схему послідовності утворення шарів інтерметалідів в парі Al–Mg (рис. 1), згідно з якою в стику спершу утворюється фаза AlMg (рис. 1, а). Далі внаслідок дифузії атомів Al у напрямку магнієвого сплаву і в міру росту їхньої концентрації відбувається утворення інтерметаліду $Al_{12}Mg_{17}$ (рис. 1, б). Паралельна дифузія Mg до границі розділу з алюмінієвим сплавом призводить до утворення інтерметаліду Al_3Mg_2 (рис. 1, в). Подальше збільшення часу витримки не призводить до утворення шарів нових фаз, а лише до збільшення товщини вже наявних (рис. 1, г). Опти-

мальним режимом зварювання був визначений наступний: $T = 440$ °С, $P = 25$ МПа, $t = 60$ хв, застосування якого дозволило отримати з'єднання з максимальною міцністю на зріз $\tau = 38$ МПа.

Автори [18] досліджували зміни мікроструктури зони з'єднання при дифузійному зварюванні магнію з алюмінієм. Зразки чистих металів нагрівали у вакуумній камері до 445 °С і витримували протягом 0...150 хв. На початковій стадії утворення з'єднання контакт між матеріалами відбувається по мікроставуках поверхонь, дифузійні процеси переважно обмежуються самодифузією атомів Al і Mg (рис. 2). Витримка за температури зварювання призводить до інтенсифікації взаємодифузії атомів Al і Mg, унаслідок чого їхня локальна концентрація перевищує границю розчинності в твердому стані. На границі розділу починають формуватися окремі зародки, а далі й суцільні шари інтерметалідів (з боку алюмінію Mg_2Al_3 , від магнію $Mg_{17}Al_{12}$). Через незбалансованість дифузійних потоків профіль інтерметалідних шарів поперемінно змінюється від хвилеподібного до плоского. Унаслідок різниці коефіцієнтів теплового розширення між інтерметалідними фазами та сплавами, що зварюються, на границі розділу утворюється напруження, максимальний градієнт яких досягається на границі розділу Al/ Al_3Mg_2 . Оскільки напрям дії напружень розтягу узгоджується з напрямком дифузії атомів Mg, це прискорює їхню дифузію та призводить до утворення пор. Напруження концентруються поблизу пор, внаслідок чого вони можуть стати джерелом розповсюдження тріщин.

У ряді досліджень [19–27] з метою підвищення механічних властивостей з'єднань і зниження схильності до утворення інтерметалідних сполук системи Al–Mg застосовували бар'єрні проміжні прошарки. Ефективність такого підходу визначається як вибором матеріалу бар'єрного шару, так і його товщиною.

У [19] при зварюванні сплавів AZ80 і 7075 в якості проміжного прошарку на AZ80 наносили покриття з алюмінію невідомої товщини. Параметри режиму задавали наступні: температура 325...450 °С, тиск 10 МПа, витримка 15 хв. Мак-

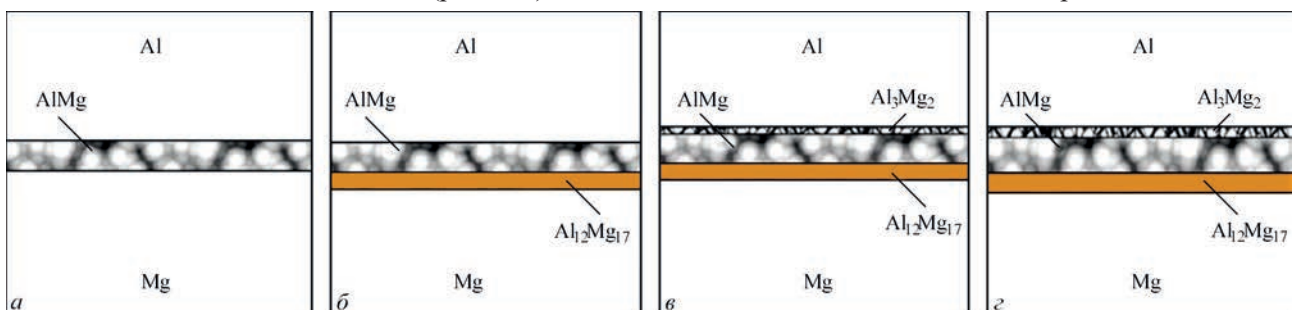


Рис. 1. Схематичне зображення послідовності утворення шарів інтерметалідів при дифузійному зварюванні сплавів Al і Mg [17]

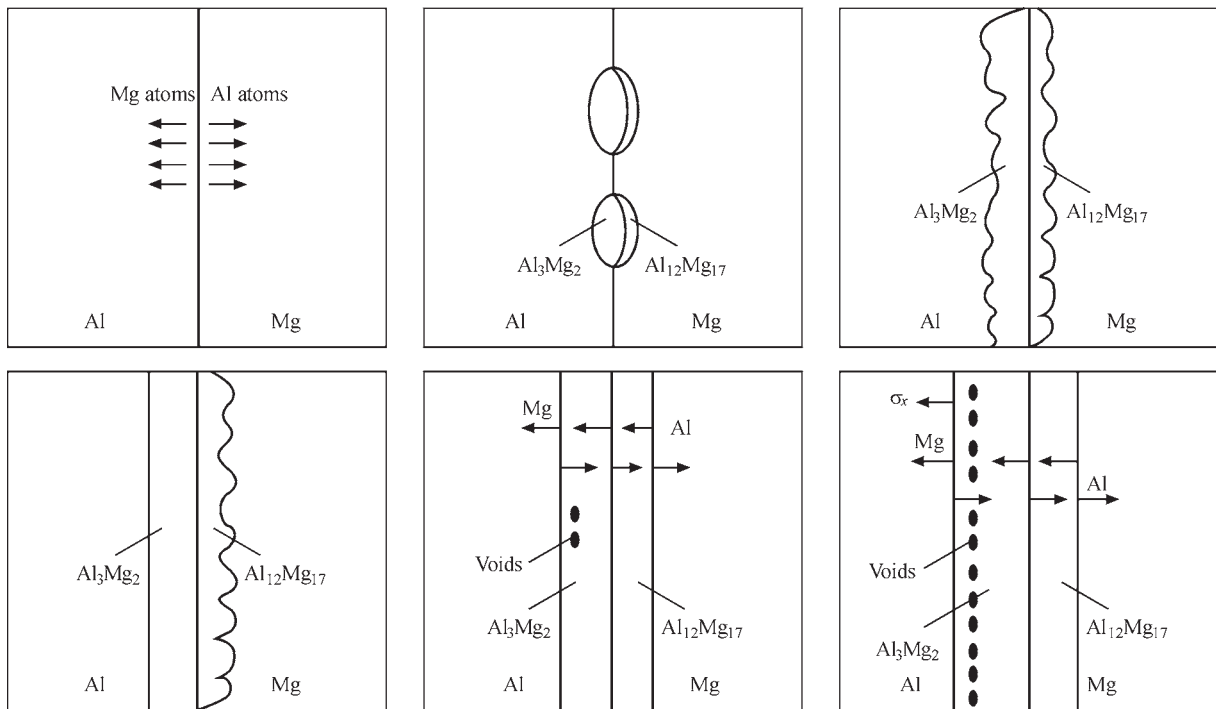


Рис. 2. Схематичне зображення змін мікроструктури на границі розділу Al–Mg [18]

симальну міцність на зріз отримали при 375 °C ($\tau \approx 28$ МПа). За нижчих температур з'єднання відсутнє, а за вищих – відбувається надмірна деформація зразків, що супроводжується активним ростом шарів інтерметалідних фаз Mg_2Al_3 і $Mg_{17}Al_{12}$ і, як наслідок, падінням міцності.

Вплив товщини мідної фольги (200, 350, 500 мкм) на формування з'єднання з чистих алюмінію та магнію наведено в [20]. Зварювання проводили за температури 480 °C, тиску 15 МПа, витримки 20 ... 90 хв, вакууму $1,33 \cdot 10^{-2}$ Па. При безпосередньому зварюванні магнію з алюмінієм у стик формується широка дифузійна зона (до 58 мкм), яка складається з інтерметалідних сполук з підвищеною мікротвердістю (184 проти 63 *HV* для алюмінію і 28 *HV* для магнію) і низькою міцністю на зріз ($\tau = 6...8$ МПа). Використання проміжного прошарку з міді дозволяє підвищити якість з'єднань. Найкращі результати були отримані з фольгою завтовшки 200 мкм і витримкою 90 хв. При цьому з боку магнію формується дифузійна зона завтовшки 75 мкм, яка містить фази Cu_2Mg і Mg_2Cu та має мікротвердість 142 *HV*, а з боку алюмінію – вузький шар (37 мкм) фаз $CuAl_2$, $CuAl$ і Cu_4Al_3 з мікротвердістю 121 *HV*. Даний підхід дозволяє підвищити міцність зварних з'єднань до $\tau = 31,2$ МПа.

Як показали автори [21], використання тоншої мідної фольги (20 мкм) не призводить до підвищення механічних властивостей з'єднань. Дифузійне зварювання AZ31В з алюмінієвими сплавами 7075, 6061 і 5083 проводили на режи-

мі: температура 465...510 °C, тиск 0,4 МПа, витримка 30...45 хв, вакуум 0,3 Па. За результатами досліджень рекомендовано використовувати дуже вузький інтервал температур 475...480 °C, оскільки за менших значень з'єднання відсутнє, а за більших – відбувається надмірна деформація зразків. Незалежно від марки алюмінієвого сплаву, в усіх випадках формуються дифузійні зони з ідентичним фазовим складом і близькою товщиною. Так, біля магнію утворюється шар із суміші Cu_2Mg , $CuMg_2$ і Al–Mg–Cu, а біля алюмінію – $CuAl_2$, Cu_9Al_4 і Al–Mg–Cu. Максимальна міцність на зріз ($\tau = 25,51...31,03$ МПа) досягається за умов $T = 480$ °C, $P = 0,4$ МПа, $t = 45$ хв. Відмінності в отриманих значеннях пояснюються різницею властивостей вихідних алюмінієвих сплавів.

Можливість використання фольги зі срібла завтовшки 60 мкм при дифузійному зварюванні чистих Mg і Al розглянуто в [22]. Параметри процесу задавали наступні: температура 430 °C, тиск 5 МПа, витримка 10...120 хв, вакуум $10^{-4}...10^{-3}$ Па. У зоні з'єднання формуються три шари інтерметалідів (Ag_2Al , Mg_3Ag і $MgAg$), товщина яких росте лінійно зі збільшенням тривалості зварювання, внаслідок чого відбувається підвищення мікротвердості в стик, найбільше значення якої сягає 287,5 *HV* для Mg_3Ag при $t = 120$ хв (проти ~175 *HV* при $t = 10$ хв). Збільшення вмісту крихких фаз також негативно впливає на міцність на зріз таких з'єднань, яка при $t = 10$ хв становить $\tau = 10,5$ МПа, а при $t = 120$ хв – лише $\tau = 4,6$ МПа.

У [23] був проведений порівняльний аналіз ефективності використання проміжного прошарку зі срібла у вигляді фольги ($\delta = 30$ мкм) і напиленого покриття (завтовшки по ~ 4 мкм на кожену поверхню, що зварювалась) при зварюванні сплавів AZ31 і 5083. Напилення проводилось в умовах вакууму 10^{-3} Па, за робочої температури 80 °С і тривалості нанесення 240 хв. Режим дифузійного зварювання був наступний: $T = 470$ °С, $P = 1$ МПа, $t = 60$ хв, вакуум $6 \cdot 10^{-3}$ Па. В обох випадках у стику формується зона з'єднання, яка, починаючи від AZ31, складається з наступних шарів: твердий розчин Mg/суміш фаз Mg_3Ag і $MgAg/Ag$ /твердий розчин Al/Ag₂Al. Показано, що покриття Ag забезпечило вужчу дифузійну зону (30 мкм) та вищу міцність на зріз ($\tau = 31,6$ МПа), тоді як фольга давала товстіший шар інтерметалідів (130 мкм) і нижчі значення міцності ($\tau = 21,9$ МПа).

Можливість використання в якості проміжного прошарку нікелю при дифузійному зварюванні чистих магнію і алюмінію досліджувалась у [24]. Зразки зварювали в аргоні за температури $400 \dots 440$ °С, тиску 1 МПа, витримки 30 хв. Прошарок Ni завтовшки ~ 50 мкм наносили на Al плазмовим напиленням. Покриття з нікелю продемонструвало ефективність у стримуванні небажаної дифузії між матеріалами, що з'єднувались. Якщо при безпосередньому зварюванні металів товщина інтерметалідних шарів $Mg_{17}Al_{12}$ і Mg_2Al_3 становила $47 \dots 86$ мкм, то на границі Mg/Ni сформувався шар фази Mg_2Ni завтовшки менше ніж 5 мкм. Проте варто зазначити низькі механічні властивості усіх з'єднань, міцність на розтяг яких без прошарку становить $\sigma_b = 2,1 \dots 3,6$ МПа, а з покриттям Ni – $\sigma_b = 5,1 \dots 6,0$ МПа.

Можливість дифузійного зварювання через рідку фазу сплавів AZ31 з 5083 досліджували автори [25]. В якості проміжного прошарку використовували комбінацію з фольги олова та цинку завтовшки 600 і 120 мкм відповідно. Зварювання проводили в дві стадії: спочатку нагрівали до 200 °С, прикладали тиск 4 МПа і витримували протягом 60 хв для проходження евтектичної реакції між цинком і оловом, після чого підіймали температуру до $333 \dots 339$ °С і витримували ще 120 хв. Вакуум у камері становив $0,3$ Па. Під час термомеханічного циклу зварювання продукти евтектичної реакції Zn–Sn, а також розплавлене олово практично повністю витісняються зі стику. Запропонований підхід виявився дуже чутливим до найменшої зміни температури зварювання. Так, лише при кроці в 3 °С були отримані дифузійні зони зі значними відмінностями у фазовому складі окремих шарів:

- при $T = 333$ °С – це AZ31/Zn/ $\alpha + \eta$ /Al(Zn)/5083,
- при $T = 336$ °С – AZ31/Mg(Zn)/MgZn₂/Mg₂Zn₁₁/Zn/ $\alpha + \eta$ /Al(Zn)/5083,
- при $T = 339$ °С – AZ31/Mg(Zn)/ α -Mg + Mg₇Zn₃ + τ /твердий розчин Mg–Al–Zn/5083.

Максимальна мікротвердість у стику також стрімко змінюється залежно від температури та наявних фаз: так, при $T = 333$ °С вона становить 175 HV у шарі суміші фаз $\alpha + \eta$, при $T = 336$ °С її значення зростає до 538 HV на границі Mg/Zn, що пов'язано з утворенням Mg₂Zn₁₁, при $T = 339$ °С відбувається деяке падіння до 450 HV в області α -Mg + Mg₇Zn₃ + τ . Найвищу міцність на зріз $\tau = 76,8$ МПа мали зразки, отримані при $T = 339$ °С.

Продовжуючи тему використання проміжних прошарків, що плавляться в процесі зварювання, автори [26] використовували фольгу з цинку завтовшки 50 мкм при ДЗ сплавів AZ31В і 6061. Зварювання проводили в аргоні за температури $380 \dots 580$ °С, тиску 1 кПа, тривалості процесу 30 хв. Тиск прикладали циклічно з інтервалом у 10 хв. Максимальна міцність при триточковому згині досягається при $T = 420$ °С і становить $\sigma_f = 22,977$ МПа. За цих умов на границі 6061/Zn утворюється твердий розчин цинку, а на границі AZ31В/Zn формується фаза Лавеса типу C14. Подальше підвищення температури зварювання спричиняє інтенсивну взаємодію проміжного прошарку з основним металом, що призводить до значного росту вмісту бінарних фаз Al–Mg (β і γ), Mg–Zn (MgZn₂, Mg₂Zn₃, Mg₂Zn₁₁), а також потрійних фаз Al–Mg–Zn (фази Лавеса типу C14, ϕ і τ), у результаті чого відбувається зниження механічних властивостей таких з'єднань.

У [27] в якості проміжного прошарку було використане оцинковане покриття на алюмінієвому сплаві 7075, який зварювали з магнієвим сплавом AZ80. Процес проводили на режимі: температура $350 \dots 450$ °С, тиск $2 \dots 25$ МПа, тривалість витримки $5 \dots 150$ хв. Товщина цинкового покриття не вказана, але вона виявилась недостатньою для блокування утворення крихких інтерметалідів системи Al–Mg (Al₁₂Mg₁₇ та Al₃Mg₂), довкола яких формуються пори, що в підсумку призводить до крихкого руйнування зразків. Оптимальними умовами зварювання визначено $T = 375$ °С, $P = 20$ МПа, $t = 15$ хв, за яких досягнуто максимальну міцність на зріз $\tau = 30$ МПа.

З урахуванням вищенаведеного можна зробити висновок, що використання проміжних прошарків є перспективним підходом для запобігання утворенню небажаних фаз у стику. Для ефективного

Параметри дифузійного зварювання магнієвих сплавів з алюмінієвими

Матеріал	Прошарок	Параметри зварювання			Міцність з'єднання, МПа	Вакуум, Па / захисне середовище	Джерело
		T, °C	P, МПа	t, хв			
AZ31 + 5083	–	420	1	60	–	6·10 ³	[7]
AZ80 + AA7075	–	400	10	15	τ = 26	–	[8]
AZ31 + 6061	–	440	29	60	τ = 42	1,33·10 ²	[9]
AZ31B + AA6061	–	425	20	40	τ = 42	3,87·10 ³	[10]
AZ31B + 7075	–	430	29	60	τ = 24	0,133	[11]
AZ31B + 7075	–	402	29	60	τ = 30	0,133	[12]
AZ31 + 7075	–	470	10	60	τ = 38,41 ¹	18	[13]
6061-O + AZ31-O	–	440	29	90	τ = 32 ¹	1,33·10 ²	[14]
AZ31 + 6061	–	440	–	–	σ _n = 45 ²	Аргон	[15]
AZ91 + 6061	–	440	–	60	σ _n = 80,3 ²	Аргон	[16]
AZ31 + 7075	–	440	25	60	τ = 38	13,3	[17]
AZ80 + 7075	Покриття з Al	375	10	15	τ ≈ 28	–	[19]
Mg + Al	Фольга з Cu	480	15	90	τ = 31,2	1,33·10 ²	[20]
AZ31B + 7075	Фольга з Cu	480	0,4	45	τ = 31,03	0,3	[21]
Mg1 + 1060	Фольга з Ag	430	5	10	τ = 10,5	10 ⁻⁴ ...10 ⁻³	[22]
AZ31 + 5083	Покриття з Ag	470	1	60	τ = 31,6	6·10 ⁻³	[23]
Mg + Al	Покриття з Ni	420	1	30	σ _n = 3,6	Аргон	[24]
AZ31 + 5083	Фольги Sn + Zn	200 + 339	4	60 + 120	τ = 76,8	0,3	[25]
AZ31B + 6061	Фольга з Zn	420	0,001	30	σ _r = 22,977	Аргон	[26]
AZ80 + 7075	Покриття з Zn	375	20	15	τ = 30	–	[27]

¹Значення міцності з'єднань, отриманих після попереднього відпалу зразків.

²Значення міцності після термообробки з'єднань.

запобігання утворенню крихких інтерметалідів важливе значення має як матеріал бар'єрного прошарку, так і його товщина.

Висновки

Із наведених матеріалів можна зробити висновок, що температура, тиск і тривалість процесу зварювання, а також наявність проміжного прошарку суттєво впливають на формування інтерметалідних фаз у стику, а також механічні властивості з'єднань із магнієвих та алюмінієвих сплавів.

Для з'єднань без використання проміжних прошарків значення міцності мають значний розкид без чіткої закономірності впливу параметрів зварювання на механічні властивості з'єднань. Оптимізація параметрів процесу має виконуватись індивідуально під задану пару сплавів.

Застосування проміжних прошарків спрямовано на запобігання утворенню крихких інтерметалідних фаз системи Al–Mg, а також на інтенсифікацію утворення фізичного контакту та активацію поверхонь, що з'єднуються.

Найвищу міцність на зріз 76,8 МПа отримано при застосуванні комбінованого прошарку Sn + Zn, який за температури 339 °C, тиску 4 МПа та витримки 180 хв дозволяє отримати якісне з'єднання. Головною складністю використання даного процесу є висока чутливість до коливань температури зварювання (відхилення в межах 3...6 °C призводять до значної зміни фазового складу зони

з'єднання), а також неможливість контролю обсягу рідкої фази в стику.

Прошарки з Cu, Zn дають стабільні результати зі значеннями міцності, які знаходяться на рівні, близькому до з'єднань, отриманих без проміжних прошарків.

Прошарки з Ag та Ni продемонстрували низьку ефективність при зварюванні практично чистих магнію з алюмінієм, що, вірогідно, пов'язано із загальмованим характером взаємодії між цими матеріалами. При цьому варто зазначити, що при зварюванні пари сплавів AZ31 + 5083 використання срібного покриття дозволяє отримати міцність на зріз на рівні з'єднань без прошарків.

Таким чином, дифузійне зварювання магнієвого сплаву з алюмінієвим залишається складною проблемою, яка потребує подальшого дослідження.

Список літератури/References

1. Edgar, R.L. (2000) Global overview on demand and applications for magnesium alloys. In Ed. by K.U. Kainer. *Magnesium Alloys and their Applications*, 4th ed., 3–8. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA. DOI: <https://doi.org/10.1002/3527607552.ch1>
2. Kainer, K.U., von Buch, F. (2003) The current state of technology and potential for further development of magnesium applications. Ed. by K.U. Kainer. *Magnesium Alloys and Technology*, 1–22. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA. DOI: <https://doi.org/10.1002/3527602046.ch1>
3. Czerwinski, F. (2014) *Magnesium Alloys: Properties in Solid and Liquid States*. AvE4EvA.
4. Chakradhar, R.P.S, Chandra Mouli, G., Barshilia, H., Srivastava, M. (2021) Improved corrosion protection of magnesium alloys AZ31B and AZ91 by cold-sprayed aluminum

- coatings. *J. of Thermal Spray Technology*, **30**, 371–384. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11666-020-01128-0>
5. Liu, L., Ren, D., Liu, F. (2021) A review of dissimilar welding techniques for magnesium alloys to aluminum alloys. *Materials*, **7(5)**, 3735–3757. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma7053735>
 6. Cai, W., Daehn, G., Vivek, A., Li, J., Khan, H., Mishra, R.S., Komarasamy, M. (2019) A state-of-the-art review on solid-state metal joining. *J. of Manufacturing Science and Engineering*, **141**, 031012. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.4041182>
 7. Mofid, M.A., Loryaei, E. (2020) Effect of bonding temperature on microstructure and intermetallic compound formation of diffusion bonded magnesium/aluminum joints. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, **4**, 413–421. DOI: <https://doi.org/10.1002/mawe.201900080>
 8. Golden Renjith Nimal, R.J., Sivakumar, M., Arungalai Vendan, S., Esakkimuthu, G. (2018) Effect of mechanical and metallurgical analysis of magnesium and aluminium alloys using diffusion bonding. Ed. by K. Antony K., J. Davim. *Advanced manufacturing and materials science. Lecture notes on multidisciplinary industrial engineering*. Springer, Cham. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-319-76276-0_40
 9. Jafarian, M., Rizi, M.S., Jafarian, M., Zare, H., Javadinejad, H.R. (2018) A comprehensive study of diffusion bonding of Mg AZ31 to Al 5754, Al 6061 and Al 7039 alloys. *Transact. of the Indian Institute of Metals*, **12**, 3011–3020. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12666-018-1402-0>
 10. Joseph Fernandus, M., Senthilkumar, T., Balasubramanian, V. (2011) Developing Temperature–Time and Pressure–Time diagrams for diffusion bonding AZ80 magnesium and AA6061 aluminium alloys. *Materials & Design*, **3**, 1651–1656. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.10.011>
 11. Azizi, A., Alimardan, H. (2016) Effect of welding temperature and duration on properties of 7075 Al to AZ31B Mg diffusion bonded joint. *Transact. of Nonferrous Metals Society of China*, **26**, 85–92. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(16\)64091-8](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(16)64091-8)
 12. Manafi, S., Azizi, A. (2021) Experimental and numerical evaluation of diffusion welding of 7075 aluminum and AZ31 magnesium alloys. *Advanced Ceramics Progress*, **1**, 25–34. DOI: <https://doi.org/10.30501/acp.2021.257290.1051>
 13. Chen, Z.T., Lin, F., Li, J., Wang, F., Meng, Q.S. (2014) Diffusion bonding between AZ31 magnesium alloy and 7075 aluminum alloy. *Applied Mechanics and Materials*, **618**, 150–153. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.618.150>
 14. Jafarian, M., Rizi, M.S., Jafarian, M., Honarmand, M., Javadinejad, H.R., Ghaheri, A., Bahramipour, M.T., Ebrahimi-an, M. (2016) Effect of thermal tempering on microstructure and mechanical properties of Mg-AZ31/Al-6061 diffusion bonding. *Materials Science and Engineering: A*, **666**, 372–379. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.011>
 15. Ding, Y., Ju, D. (2019) Microstructure and properties of diffusion bonded Mg/Al joints. *Key Engineering Materials*, **804**, 29–34. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.804.29>
 16. Ding, Y., Zhang, S., Wu, B., Hao, J., Chen, Y., Ju, D. (2021) Sequential process of diffusion bonding and annealing on dissimilar welding of Mg/Al alloys. *Advances in Materials Science and Engineering*, 6691422. DOI: <https://doi.org/10.1155/2021/6691422>
 17. Afghahi, S.S.S., Jafarian, M., Paidar, M., Jafarian, M. (2016) Diffusion bonding of Al 7075 and Mg AZ31 alloys: Process parameters, microstructural analysis and mechanical properties. *Transact. of Nonferrous Metals Society of China*, **7**, 1843–1851. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(16\)64295-4](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(16)64295-4)
 18. Long, L., Peng, Y., Sun, B., Liu, W. (2020) Study on the interfacial bonding mechanism of Al/Mg gradient material. *Materials Research Express*, **7**, 016542. DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab6536>
 19. Golden Renjith Nimal, R.J., Sivakumar, M., Gokul Raj, S., Arungalai Vendan, S., Esakkimuthu, G. (2018) Microstructural, mechanical and metallurgical analysis of Al interlayer coating on Mg-Al alloy using diffusion bonding. *Materials Today: Proceedings*, **5(2)**, 5886–5890. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.12.187>
 20. Javad Varmazyar, Mohammad Khodaei (2019) Diffusion bonding of aluminum-magnesium using cold rolled copper interlayer. *J. of Alloys and Compounds*, **773**, 838–843. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.09.320>
 21. Nadermanesh, N., Azizi, A., Manafi, S. (2021) Mechanical and microstructure property evaluation of diffusion bonding of 5083, 6061 and 7075 aluminium to AZ31 magnesium using Cu interlayer. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Pt B: J. of Engineering Manufacture*, **13**, 2118–2131. DOI: <https://doi.org/10.1177/09544054211014489>
 22. Wang, Y., Luo, Q., Shen, Q., Wang, C., Zhang, L. (2014) Effect of holding time on microstructure and mechanical properties of diffusion-bonded Mg1/Pure Ag Foil/1060Al joints. *Key Engineering Materials*, **616**, 280–285. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.616.280>
 23. Shakeri, H., Mofid, M.A. (2021) Physical vapor deposition assisted diffusion bonding of Al alloy to Mg alloy using silver interlayer. *Metals and Materials International*, **27**, 4132–4141. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12540-020-00731-8>
 24. Yin, F., Liu, C., Zhang, Y., Qin, Y., Liu, N. (2018) Effect of Ni interlayer on characteristics of diffusion bonded Mg/Al joints. *Materials Science and Technology*, **34**, 1104–1111. DOI: <https://doi.org/10.1080/02670836.2018.1424382>
 25. Tianbao Tan, Yangyang Guo, Gang Chen, Zijun Rong, Houhong Pan (2024) Influence of bonding temperature on microstructure and mechanical properties of AZ31/Zn/Sn/5083 diffusion joint. *Materials*, **17**, 6110. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma17246110>
 26. Liu, C., Zhu, Y., Ma, Y., Gao, Z., Ye, D., Li, Q. (2025) Study on the interfacial microstructure and fracture mechanism of Al/Mg composites with Zn interlayer by cyclic hot pressing. *J. of Alloys and Compounds*, **1010**, 177650. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.177650>
 27. Golden Renjith Nimal, R.J., Chenthil, M., Sangamaeswaran, R., Hariharan, R., Esakkimuthu, G. (2021) An investigation on microstructural evolution and mechanical properties of Zn coating as interlayer on Mg-Al alloys using diffusion bonding. *Materials Today: Proceedings*, **46(9)**, 3512–3516. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.11.985>

JOINING ALUMINUM AND MAGNESIUM ALLOYS BY DIFFUSION WELDING (REVIEW)

L.V. Petrushynets¹, V.E. Fedorchuk¹, Yu.V. Falchenko¹, O.O. Novomlynets²

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

E-mail: moremia2@ukr.net

²National University «Chernihiv Polytechnic», 95 Shevchenko Str., 14030, Chernihiv, Ukraine. E-mail: rector@stu.cn.ua

Magnesium alloys, due to their low density and high specific strength, are promising materials for mechanical engineering, the automotive industry, and portable electronics. However, their wider application is limited by low strength and thermal stability, as well as a high susceptibility to corrosion. The widespread use of magnesium alloys often requires reliable bonding with other materials, primarily aluminum alloys. However, obtaining such bonds is technologically challenging due to the significant difference in the physicochemical properties of these two materials, which leads to the formation of brittle phases and degradation of mechanical properties. This paper considers the potential of utilizing various technological approaches to

joining the aluminum and magnesium alloys by diffusion welding. It has been demonstrated that welding magnesium alloys to aluminum without interlayers leads to significant scatter in joint strength values, which is caused by considerable differences in the welding parameters (temperature, pressure, and process duration) used by paper authors. The use of interlayers such as Cu, Zn, Ag, Ni, and Sn + Zn significantly affects the microstructure, phase composition, and mechanical properties of the joints, which is associated with the varying tendency of these metals to form intermetallic phases at the interface. The highest shear strength of 76.8 MPa was obtained when using Sn + Zn interlayer. However, this technological process is highly sensitive to fluctuations in the welding temperature, which is due to changes in the amount of liquid phase formed between magnesium and aluminum and, consequently, in the phase composition of the joint zone. Thus, it can be concluded that diffusion welding of magnesium alloys to aluminum remains a challenging problem that requires further investigation. 27 Ref., 1 Tabl., 2 Fig.

Keywords: diffusion welding, magnesium alloy, aluminum alloy, interlayer, microstructure, strength

ORCID

Петрушинець Л.В. – <https://orcid.org/0000-0001-7946-3056>, Федорчук В.Є. – <https://orcid.org/0000-0002-9929-3231>, Фальченко Ю.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3028-2964>, Новомлинець О.О. – <https://orcid.org/0000-0002-0774-434X>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

Л.В. Петрушинець

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: moremia2@ukr.net

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

Л.В. Петрушинець, В.Є. Федорчук, Ю.В. Фальченко, О.О. Новомлинець (2026) З'єднання алюмінієвих і магнієвих сплавів дифузійним зварюванням (Огляд). *Автоматичне зварювання*, **03**, 11–19. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.03.02>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 14.10.2025

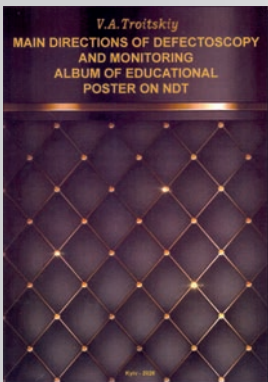
Отримано у переглянутому вигляді 12.12.2025

Підписано до друку 14.05.2026

Оприлюднено 20.05.2026

NEW BOOK

REVIEW



The work «*Main Direction of Defectoscopy and Monitoring. Album of Educational Posters on NDT*» by Prof. Volodymyr Troitskiy addresses a subject significant both for the scientific community and for various industrial sectors. As the title itself suggests, the work is devoted to the key directions in non-destructive testing (NDT) and structural health monitoring, areas that remain critical for ensuring safety, reliability, and efficiency across different fields of engineering, particularly welded structures and pipelines deployed in energy, transportation, and manufacturing sectors.

In this publication, the author draws upon many years of his personal experience as well as the collective expertise of his colleagues, with whom he has collaborated over decades. The first part offers a concise overview of the evolution of NDT research and technologies developed by the Institute's researchers at E.O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine (PWI), many of which have gained national and international recognition.

The second part of the work focuses on the practical application of these technologies, illustrating how scientific advancements translate into real-world solutions. Through carefully selected case studies and applied examples, the author demonstrates the successful integration of scientific research into industrial practice. This structure – linking foundational research with real-world application – underscores the work's practical and educational value.

A valuable feature of the publication is the Album of Educational Posters on NDT, which provides a rich set of visual aids and serves as a didactic and illustrative tool. These materials enhance the educational value of the work and make complex technical concepts more accessible to students, engineers, and practitioners in the field.

The field of non-destructive testing is multidisciplinary and internationally oriented. Its development has been greatly facilitated by the activities of professional organizations such as the International Committee for Non-Destructive Testing (ICNDT), the European Federation for Non-Destructive Testing (EFNDT), and various national societies including the Ukrainian Society for NDT and Technical Diagnostics (USNDT). These institutions play an indispensable role in promoting scientific exchange, harmonizing standards, organizing training and certification programs, and supporting the dissemination of research findings.

This work stands as a significant contribution to the academic literature on non-destructive testing and monitoring. It is a valuable resource for scholars, engineers, and technical specialists engaged in ensuring the integrity and reliability of critical infrastructure.

Prof. Igor Krivtsun, director of PWI

КОРОЗИЙНА ТРИВКІСТЬ МАГНЕТРОННИХ ПОКРИТТІВ СИСТЕМИ FeAl

Н.В. Вігілянська, К.В. Янцевич, О.В. Волос, В.Г. Задоя, Б.Т. Ткаченко

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

У роботі досліджено електрохімічну поведінку FeAl-покриттів із різним вмістом алюмінію, напилених методом магнетронного осадження, у різних агресивних середовищах. Покриття осаджували за допомогою модернізованої вакуумної установки ВУ-1Б із використанням двох мішеней заліза та алюмінію. Покриття наносили на нержавку сталь 08X18H10T завтовшки 3 мкм. У результаті нанесення одержано покриття, основною фазою в яких є інтерметалід FeAl. Електрохімічну поведінку покриттів досліджували у потенціодинамічному режимі у 3 %-му розчині хлориду натрію та у 10 %-му розчині сульфатної кислоти при температурі 18...20 °С. Струм корозії магнетронних FeAl-покриттів на порядок вищий у сольовому розчині, ніж у розчині сульфатної кислоти, що свідчить про вищу корозійну тривкість розроблених покриттів у сольовому розчині. Показано, що покриття з вмістом алюмінію 55 ат. % (Fe55Al) мають вищу корозійну тривкість у порівнянні з покриттями Fe40Al та навіть перевищують тривкість нержавкої сталі 12X18H10T. Підвищена тривкість Fe55Al покриття пояснюється наявністю в покритті лише інтерметалідної фази FeAl та відсутністю фази α -Fe, наявність якої в покритті Fe40Al сприяє збільшенню інтенсивності корозійних процесів. Отримані результати свідчать про доцільність використання магнетронних покриттів Fe55Al в якості захисного шару для деталей, що працюють в умовах впливу агресивних середовищ. Бібліогр. 14, табл. 2, рис. 2.

Ключові слова: магнетронне осадження, покриття, корозійна тривкість, електроліт

Вступ. Одним із актуальних напрямків підвищення експлуатаційних властивостей виробів є створення нових матеріалів, зокрема на основі інтерметалідів [1]. До перспективних інтерметалідних систем, які вирізняються комплексом унікальних фізико-хімічних, механічних і захисних властивостей, відносяться інтерметаліди на основі FeAl. Ці матеріали мають меншу питому масу, ніж багато інших жароміцних сталей та сплавів, і можуть з успіхом замінити коштовні інтерметалідні системи на основі нікелю, а саме, Ni–Al та Ni–Ti. Високі антикорозійні характеристики матеріалів на основі алюмінідів заліза забезпечують їхню тривкість у різних агресивних середовищах [2]. Але в якості конструкційних матеріалів алюмініди заліза у повному обсязі не знайшли свого застосування у промисловості внаслідок відсутності відносно простого та не дуже коштовного способу їх отримання. У зв'язку з цим, інтерметаліди заліза FeAl являють собою перспективний матеріал для розробки захисних покриттів.

Для отримання покриттів на основі FeAl застосовують методи газотермічного напилення, а саме: плазово-дугове, детонаційне, електродугове, високошвидкісне газополуменеве [3–7]. Одним із методів напилення покриттів системи FeAl у вигляді тонких плівок є магнетронне осадження [8–12]. Такий спосіб формування інтерметалідних FeAl-покриттів дозволяє формувати щільні плівки з підвищеними захисними властивостями (тривкість до зносу, високотемпературного окиснення, корозійної тривкості).

Метою роботи було дослідити електрохімічну поведінку інтерметалідних FeAl-покриттів, отри-

маних методом магнетронного осадження, у різних агресивних середовищах.

Об'єкти досліджень і методика експерименту. Магнетронні FeAl-покриття осаджували з використанням модернізованої вакуумної установки ВУ-1БС, яка була оснащена модулем магнетронного розпилення на постійному струмі, що складається з двох магнетронів (рис. 1).

На першому магнетроні було встановлено мішень, яка поєднувала складові заліза та алюмінію, на другому – алюмінієву мішень. Покриття наносили на сталь 08X18H10T. Склад покриття досліджували за допомогою Оже-спектрометра JUMP 9500 F. Електрохімічні дослідження покриттів проводили у модельних розчинах 10 %-му розчині H_2SO_4 та у 3 %-му розчині NaCl при температурі 18...20 °С [13]. Для вивчення механізму корозії сталі з покриттями в агресивних розчинах був використаний метод вольтамперометрії в потенціодинамічному режимі на потенціостаті П-5827М при швидкості розгортки 2 мВ/с [13]. Потенціали вимірювали відносно насиченого хлоридсрібного електрода порівняння. За даними поляризаційних вимірювань визначали потенціал (E_c) і струм корозії (i_c) для сталі з покриттями [14].

Результати експерименту та їхнє обговорення. Режими осадження покриттів, їхні характеристики наведено в табл. 1. Встановлено [9], що на поверхні зразків з покриттями сформувалася щільна структура без пор.

Дослідження кінетики електродних потенціалів показало, що значення електродних потенціалів зразків із захисними покриттями при зануренні в електроліті стабілізуються через 20...30 хв. Стаціонарний потенціал для Fe40Al- та Fe55Al-покриттів

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

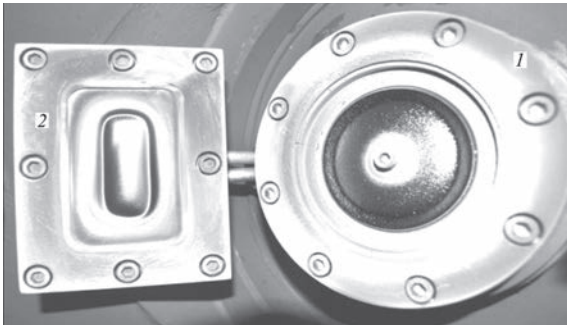


Рис. 1. Розташування магнетронів у вакуумній камері установки ВУ-1БС: 1 – магнетрон зі складної мішені Al + Fe; 2 – магнетрон із алюмінієвої мішені

у сольовому розчині стабілізується на рівні $-0,36$; $-0,34$ В та в розчині 10 % сульфатної кислоти $-0,30$; $-0,24$ В відповідно. Характерні поляризаційні криві зразків з покриттями наведено на рис. 2.

Аналіз поляризаційних кривих (рис. 2) показав, що хід кривих і характер електрохімічної поведінки покриттів із різним вмістом алюмінію як для сольового електроліту, так і для кислотного приблизно однаковий. Корозійний процес відбувається за катодним контролем. Результати електрохімічних випробувань магнетронних покриттів у різних електролітах наведено в табл. 2, де $E_{ст}$ – стаціонарний потенціал, В.

Виявлено, що тривкість покриттів у сольовому електроліті на порядок вища, ніж у кислотному, що обумовлено різним рН. Встановлено, що корозійна

тривкість покриттів у розчинах електролітів залежить, головним чином, від їхнього фазового складу, а саме, з наявністю у фазовому складі покриття Fe40Al фази α -заліза, яка пришвидшує корозійне руйнування покриття та знижує його тривкість в агресивних електролітах. Так, тривкість Fe40Al покриття у сольовому розчині у 2,2 рази є нижчою, ніж у Fe55Al покриття. У агресивнішому середовищі (у розчині сульфатної кислоти) тривкість покриття системи Fe40Al є у 3,5 нижчою за покриття системи Fe55Al.

Результати електрохімічних випробувань показали, що покриття системи Fe40Al дещо поступаються за корозійною тривкістю нержавкій сталі 12X18H10T у 1,6 разів у середовищі 3 %-го розчину NaCl та в 2,5 рази в середовищі 10 %-го розчину H_2SO_4 . У свою чергу, покриття системи Fe55Al перевершують тривкість нержавкої сталі в 1,3 та 4,8 рази у сольовому середовищі та в розчині сульфатної кислоти відповідно. Таким чином встановлено, що магнетронні покриття системи FeAl з вмістом алюмінію на рівні 55 % завтовшки 3 мкм можуть застосовуватися під час експлуатації в агресивних середовищах (наприклад, 3 % розчин NaCl) для захисту поверхонь деталей машин і механізмів. Проведені електрохімічні дослідження показали, що FeAl покриття, отримані методом магнетронного осадження, не поступаються за тривкістю плазмовим FeAl покриттям у сольовому електроліті [7].

Таблиця 1. Параметри осадження та характеристики FeAl-покриттів

Система покриття	Потужність магнетрона, Вт		Швидкість осадження, нм/хв		Товщина покриттів, мкм	Хімічний склад покриттів (кількість алюмінію), ат. %	Фазовий склад покриттів
	P_{Fe}	P_{Al}	V_{Fe}	V_{Al}			
Fe40Al	830	1040	24	29	3	39,6	FeAl, α -Fe
Fe55Al	830	700	24	19,6	3	54,6	FeAl

Таблиця 2. Результати електрохімічних випробувань покриттів

Система покриття	Електроліт					
	3 % NaCl			10 % H_2SO_4		
	$E_{ст}$, В	E_c , В	i_c , А/см ²	$E_{ст}$, В	E_c , В	i_c , А/см ²
Fe40Al	-0,36	-0,32	$2,6 \cdot 10^{-6}$	-0,30	-0,26	$4,9 \cdot 10^{-5}$
Fe55Al	-0,34	-0,30	$1,2 \cdot 10^{-6}$	-0,24	-0,22	$1,4 \cdot 10^{-5}$
12X18H10T	-0,20	-0,18	$1,6 \cdot 10^{-6}$	-0,20	-0,22	$6,8 \cdot 10^{-5}$

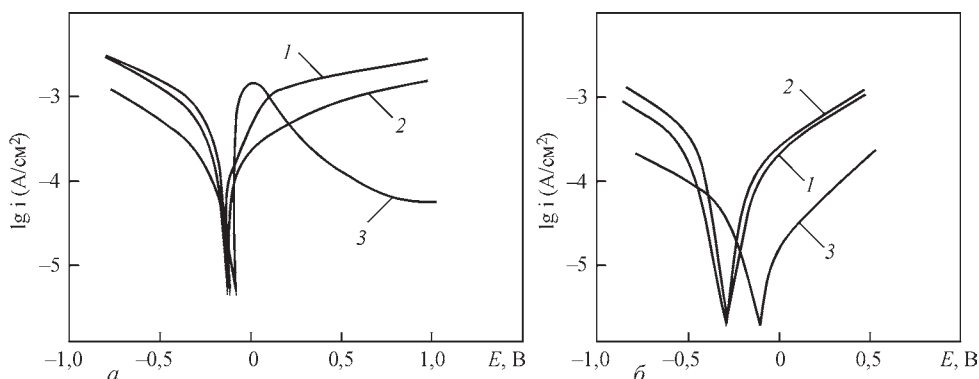


Рис. 2. Поляризаційні криві магнетронних FeAl-покриттів у 10 % H_2SO_4 (а) та в 3 % NaCl (б) при 20 °С та швидкості розгортки потенціалу 2 мВ/с: 1 – Fe40Al, 2 – Fe55Al, 3 – сталь 08X18H10T

Висновки

Покриття системи FeAl завтовшки 3 мкм було одержано методом магнетронного осадження з різним вмістом алюмінію, який регулювали шляхом зміни параметрів процесу осадження.

Показано, що корозійна тривкість покриттів FeAl залежить як від виду агресивного середовища, так і від їхнього фазового складу. Встановлено, що покриття системи Fe40Al у досліджених умовах демонструють нижчу корозійну тривкість порівняно з покриттям Fe55Al, що обумовлено наявністю фази α -Fe. Отримані результати дозволяють рекомендувати покриття системи Fe55Al, отримані методом магнетронного осадження, для захисту поверхонь деталей машин і механізмів, що працюють в умовах дії сольового електроліту.

Список літератури/References

- Zamanzade, M., Barnoush, A., Motz, C. (2016) A review on the properties of iron aluminide intermetallics. *Crystals*, **6**(1), 10. DOI: <https://doi.org/10.3390/cryst6010010>
- Palm, M., Stein, F., Dehm, G. (2019) Iron aluminides. *Annual Review of Mater. Research*, **49**, 297–326. DOI: <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070218-125911>
- Guilemany, J.M., Cinca, N. (2007) High-temperature oxidation of Fe–40Al coatings obtained by HVOF thermal spray. *Intermetallics*, **15**(10), 1384–1394. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2007.04.013>
- Cinca, N., Guilemany, J.M. (2012) Thermal spraying of transition metal aluminides: An overview. *Intermetallics*, **24**, 60–72. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2012.01.020>
- Borisov, Yu.S., Borisova, A.L., Vighilianska, N.V. et al. (2020) Coatings based on Fe-Al intermetallics produced by the methods of plasma and supersonic air-gas plasma spraying. *The Paton Welding J.*, **7**, 32–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.07.04>
- Senderowski, C., Bojar, Z. (2008) Gas detonation spray forming of Fe-Al coatings in the presence of interlayer. *Surface Coatings Technology*, **202**(15), 3538–3548. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2007.12.029>
- Vihilianska, N.V., Gryshchenko, O.P., Iantsevitch, C.V. et al. (2022) Corrosion strength of plasma coatings based on composite powders with FeAl intermetallic. *The Paton Welding J.*, **12**, 35–39. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2022.12.05>
- Cherif, S.M., Boussigne, K., Roussigne, Y. (2007) Growth and magnetic study of sputtered Fe/Al multilayers. *Materials Science and Engineering*, **138**(1), 16–21. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2006.12.009>
- Borisov, Yu.S., Kuznetsov, M.V., Tkachenko, B.T. et al. (2017) Investigation of process of formation of structure and properties in magnetron nanolayer FeAl-coatings. *The Paton Welding J.*, **7**, 24–29. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2017.08.04>
- Stönnner, T., Hanžel, D., Baretzky, B. et al. (1998) Characterization and oxidation of magnetron sputtered Fe-Al intermetallic alloys. *Hyperfine Interactions*, **112**, 155–160. DOI: <https://doi.org/10.1023/A:1011017517588>
- Billard, A., Sanchette, F. (2001) Main features of magnetron sputtered aluminium-transition metal alloy coatings. *Surface and Coatings Technology*, **142-144**, 218–224. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(01\)01197-5](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(01)01197-5)
- Liu, Z., Gao, W., Wang, F. (1998) Oxidation behaviour of FeAl intermetallic coatings produced by magnetron sputter deposition. *Scripta Materialia*, **39**(11), 1497–1502. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(98\)00360-1](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(98)00360-1)
- (2003) *ASM Handbook, Corrosion: Fundamentals, Testing and Protection*. ASM International. V. 13A, 1135.
- Сахненко М.Д., Вєдь М.В., Ярошок Т.П. (2005) *Основи теорії корозії та захисту металів*. Харків, НТУ ХПІ. Sahnenko, M.D., Vyed, M.V., Yaroshok, T.P. (2005) *Fundamentals of the theory of corrosion and protection of metals*. Kharkiv, NTU KhPI [in Ukrainian].

CORROSION RESISTANCE OF MAGNETRON FeAl SYSTEM COATINGS

N.V. Vighilianska, C.V. Iantsevitch, O.V. Volos, V.G. Zadoya, B.T. Tkachenko

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

E-mail: pewinataliya@gmail.com

The paper studied the electrochemical behaviour of FeAl-coatings with different aluminium contents applied by magnetron deposition in various aggressive environments. The coatings were deposited using a modernized VU-1B vacuum installation with two injection targets of iron and aluminium. The coatings were applied to stainless steel 08Kh18N10T with a thickness of 3 μ m. The produced coatings predominantly consist of the FeAl intermetallic phase. The electrochemical behaviour of the coatings was studied in a potentiodynamic mode with 3 % sodium chloride and 10 % sulfate acid at a temperature of 18...20 °C. The corrosion current of magnetron FeAl-coatings is an order of magnitude higher in sodium chloride solution than in sulfuric acid, indicating better corrosion resistance in the latter. It has been shown that the coatings containing 55 at. % aluminium (Fe55Al) exhibit higher corrosion resistance compared to Fe40Al coatings and even surpass that of 12Kh18N10T stainless steel. The improved resistance of Fe55Al coatings is attributed to the presence of a single FeAl intermetallic phase and the absence of the α -Fe phase, the presence of which in Fe40Al coatings corresponds to increased corrosion processes. The obtained results demonstrate the suitability of Fe55Al magnetron coatings as protective layers for components operating in aggressive environments. 14 Ref., 2 Tabl., 2 Fig.

Keywords: magnetron deposition, coating, corrosion resistance, electrolyte

ORCID

Вігілянська Н.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Янцевич К.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3975-7727>,

Волос О.В. – <https://orcid.org/0000-0002-9073-2840>, Задоя В.Г. – <https://orcid.org/0000-0002-1286-985X>,

Ткаченко Б.Т. – <https://orcid.org/0009-0008-6734-4242>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

Н.В. Вігілянська

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: pewinataliya@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

Н.В. Вігілянська, К.В. Янцевич, О.В. Волос, В.Г. Задоя, Б.Т. Ткаченко (2026) Корозійна тривкість магнетронних покриттів системи FeAl. *Автоматичне зварювання*, **03**, 20–22. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.03.03>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 10.02.2026

Отримано у переглянутому вигляді 23.03.2026

Підписано до друку 14.05.2026

Оприлюднено 20.05.2026

ЗАСТОСУВАННЯ ВІЗУАЛЬНО-ОПТИЧНОГО МЕТОДУ КОНТРОЛЮ ЯКОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ МЕТАЛЕВИХ КОНСТРУКЦІЙ

О.С. Костеневич, А.С. Новодранов

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: artur19940731@gmail.com

Контроль якості зварних з'єднань є одним із основних чинників забезпечення надійності та довговічності зварних конструкцій. Наявність навіть незначних дефектів у зварному шві може спричинити втрату несучої здатності конструкції. Враховуючи залежність якості ручного зварювання від кваліфікації зварника, доцільним виглядає перехід до роботизованого зварювального виробництва. Проте такий підхід вимагає автоматизації відповідних систем неруйнівного контролю. При проведенні автоматизованого візуально-оптичного контролю якості зварних з'єднань ступінь небезпечності виявленого дефекту визначається відповідно до діючих стандартів. Також допустимі розміри поверхневих дефектів у зварних з'єднаннях певної конструкції можуть визначатись розрахунковими методами з урахуванням відповідних умов експлуатаційного навантаження. У роботі проведено співставлення цих двох підходів, а також сформувані вимоги до візуально-оптичного методу НК зварної бокової рами візка залізничного вантажного вагону на основі розрахункового визначення допустимих розмірів дефектів. Візуально-оптичний метод контролю зварних з'єднань спроможний виявляти лише поверхневі дефекти, які можна консервативно розглянути як поверхневі еліптичні тріщини та оцінити їхню допустимість методами механіки руйнування. За результатами дослідження доведено, що візуально-оптичний метод НК є ефективним інструментом для первинної діагностики зварних конструкцій відповідального призначення. Бібліогр. 17, табл. 5, рис. 10.

Ключові слова: зварні з'єднання, зварні конструкції, візок вантажного вагону, бокова рама, напружено-деформований стан, спектр навантажень, математичне моделювання, опір втомі, допустимі розміри дефектів, візуально-оптичний контроль

Вступ. У наш час у багатьох галузях промисловості виготовлення елементів конструкцій виконується з використанням технології зварювання. Одним із головних чинників забезпечення надійності та довговічності зварних конструкцій виступає контроль якості зварних з'єднань [1–3, 14]. Наявність навіть незначних дефектів у зварному шві може призвести до утворення концентрації напружень і розвитку руйнування, що, відповідно, може спричинити втрату несучої здатності конструкції [2, 3]. Зважаючи на це, гостро стає питання контролю якості зварних з'єднань, оцінки напружено-деформованого стану (НДС) конструкції, а також визначення допустимих розмірів дефектів [2, 4]. Особливої уваги вимагають конструкції відповідального призначення, що перебувають під значними динамічними та циклічними навантаженнями. До такого класу конструкцій належить бокова рама візка вантажного залізничного вагону, що виступає однією з основних несучих частин двовісного триелементного візка [5]. Бокова рама забезпечує передачу навантажень між колісною парою і кузовом вагону, що супроводжується дією значних динамічних і циклічних навантажень.

Напруження, що виникають у вузлах конструкції рами під час експлуатації, напряму впливають на рівень експлуатаційної надійності. Тому під час проектування конструкції бокової рами важливу роль відіграють: розрахунок НДС та опору втомі, а також дослідження найбільш небезпечних зон, що можуть бути осередками утворення критичних дефектів. Додатково варто зазначити важливість визначення допустимих розмірів дефектів, що забезпечують збереження несучої здатності конструкції при регламентованих амплітудах експлуатаційного та випробувального навантажень [3, 5, 6].

Проблематика. Враховуючи те, що під час руху вагону бокова рама піддається широкому спектру вертикальних, повздовжніх і бокових динамічних навантажень [6], якість зварних з'єднань відіграє головну роль у забезпеченні відмовостійкості (надійності) конструкції. На якість зварних з'єднань, передусім, впливають такі фактори – порушення технології зварювання та недостатня кваліфікація персоналу. Усі ці фактори можуть призводити до утворення дефектів під час зварювання, серед яких: пори, непровари, тріщини, пропали, подрізи тощо. Під час експлуатації наявні дефекти зварювання можуть призводити до прискореного втомного руйнування конструкції, особливо в зонах концентрації напружень [2, 3, 5]. Унаслідок наявності в конструкції елементів різ-

ного перерізу, а також складної просторової конфігурації, що призводять до нерівномірного тепловкладення, утворюються залишкові напруження та деформації. Особливо варто виділити залежність якості ручного зварювання від кваліфікації зварника. Забезпечити повторюваність результату від виробу до виробу складно навіть при розроблених технологічних картах та інструкціях. Отже, доцільним виглядає застосування робототехнічних комплексів (РТК) для зварювання відповідальних конструкцій, що частково вирішує проблему повторюваності результату, проте вони вимагають відповідних автоматизованих систем неруйнівного контролю (НК). Зазвичай РТК складаються з таких компонентів: антропоморфний робот, зварювальне джерело живлення, механізм подавання дроту, контролер керування роботом і станція автоматичного очищення пальника. Враховуючи той факт, що конструкції відповідального призначення підпадають під багатоступеневий НК, доцільно застосовувати автоматизований візуально-оптичний контроль як первинний. Подібні системи повинні забезпечувати розпізнавання поверхневих дефектів у режимі реального часу після завершення зварювання відповідного шва.

Огляд публікацій [7–11] з автоматизації візуального контролю на виробництвах формує підґрунтя для досліджень у цьому напрямку. Детальний аналіз публікацій показав, що типова система автоматизованого візуального контролю складається з таких компонентів: апаратна складова для захоплення цифрових зображень (камери, об'єктиви, сенсори), засоби локального освітлення досліджуваної області та програмна частина (алгоритми попередньої обробки зображень, виявлення та класифікації і сегментації). Висока точність виявлення дефектів напряму залежить від якості вхідних зображень. В останні роки спостерігається перехід від застосування класичних методів виявлення та класифікації дефектів (порогова сегментація, алгоритми виділення країв, метод опорних векторів тощо) до нейронних мереж, що показують вищу точність і стабільність [7].

Серед розглянутих публікацій щодо автоматизованого контролю зварних швів прослідковується успішна інтеграція методів машинного зору для виявлення та класифікації дефектів на цифрових зображеннях. Зокрема в [8] розглядається система для контролю кутових швів. Зазначено про підвищену ймовірність утворення підрізів і несплавлень у корені шва саме при кутових з'єднаннях, що значною мірою впливає на утворення локальних напружень. Програмна частина базується на під-

ходах глибокого навчання та використовує згорткову нейронну мережу для забезпечення стійкості класифікації. У роботі детально описано процеси попередньої обробки зображень та обґрунтування вибору архітектури нейронної мережі. Детально розглянуто питання формування навчального набору зображень, що містив типові дефекти кутових з'єднань. За результатами дослідження показано більшу ефективність класифікації у порівнянні з класичними методами на базі машинного зору. Автори довели можливість застосування автоматизованого візуального контролю без використання складних оптичних систем. У свою чергу, науковці [9] у своїй публікації розглянули автоматизацію візуального контролю для забезпечення якості зварних з'єднань шляхом аналізу дефектів, що спричинені порушенням технології зварювання: нерівномірне тепловкладення, неоднорідність основного металу та нестабільність руху пальника. Показано, що зазначені дефекти безпосередньо впливають на механічні характеристики зварних з'єднань. Обґрунтовують доцільність застосування згорткових нейронних мереж як основу програмної частини системи для розширення можливостей традиційного візуального контролю зварних з'єднань. Автори застосовували глибокі нейронні мережі типу ResNet-18 і ResNet-50 для класифікації поверхневих зварювальних дефектів, а саме: газових пор, тріщин і несплавлень. Для підвищення точності класифікації застосовано методи зменшення шумів і вирівнювання контрасту. За результатами дослідження архітектура ResNet-50 показала більшу точність класифікації у порівнянні з ResNet-18, що сягнула 95 %. Загалом публікація показала перспективність інтеграції автоматизованих систем візуального контролю на базі нейронних мереж для НК зварних з'єднань. Науковці [10] у своїй роботі розглянули автоматизацію візуального контролю у спорідненій галузі для виявлення поверхневих дефектів листових прокатних матеріалів. Авторами вказано на важливість виявлення дефектів на етапі виробництва матеріалів, з яких у подальшому будуть виготовлені елементи конструкцій. Дефекти, утворенні на етапі прокатного виробництва, можуть призводити до прискореного втомного руйнування конструкції у процесі експлуатації. Автори дослідили модифіковану архітектуру YOLO і ConSinGAN-підходи для їхньої інтеграції у промислові системи автоматизації виробничих процесів SCADA. Результати дослідження демонструють ефективність запропонованих підходів для автоматизації контролю дефектності металевих листів. Отже, автоматизо-

ваний візуальний контроль дефектності листових і прокатних матеріалів сприяє підвищенню довговічності металевих конструкцій. Науковці [11] у своїй роботі розглянули підхід до контролю дефектності поверхні листових матеріалів. Вказали, що поверхневі дефекти можуть виступати потенційними концентраторами напружень, а їхнє своєчасне виявлення призводить до підвищення якості металевих виробів. Окремо розкрили проблему складності збору репрезентативних навчальних зображень для рідкісних класів дефектів. Запропонували спільне використання глибокої згорткової нейронної мережі (DCNN) та умовного варіаційного автокодувальника (CVAE) для виявлення та класифікації дефектів. Дослідили можливість аналізу інформативних ознак дефектів. Застосування CVAE необхідне для створення зразків зображень рідкісних класів дефектів на основі опрацьованих даних. Однак вказано, що технологія CVAE не здатна повною мірою відобразити природу деяких складних дефектів. Загалом автори показали придатність запропонованої системи для застосування на металургійних підприємствах, що повинно спричинити підвищення якості металевих виробів.

У результаті можна зробити висновок, що автоматизація є основним напрямом розвитку візуально-оптичного методу НК. Проведений аналіз сучасного стану галузі створює основу для подальшого вивчення взаємозв'язку параметрів дефектів зварювання, НДС і довговічності конструкцій.

Мета роботи полягає у дослідженні впливу поверхневих дефектів зварних з'єднань на міцність і довговічність конструкцій відповідального призначення на прикладі бокової рами візка вантажного вагона, а також у формуванні вимог до візуально-оптичного методу НК на основі визначених допустимих розмірів дефектів з урахуванням реальних умов експлуатаційного навантаження.

Негативний вплив дефектів зварювання на міцність і довговічність конструкції бокової рами при довгостроковій експлуатації. Під час виготовлення зварної конструкції бокової рами можуть утворюватися дефекти зварювання, які будуть мати негативний вплив на міцність цього несучого елемента візка під час тривалої експлуатації. Ефективне виявлення та класифікація поверхневих дефектів, визначення їхньої припустимості до експлуатаційного навантаження або прийняття рішення про необхідність виправлення виявлених дефектів є важливою задачею організації зварювального виробництва з точки зору забезпечення якості продукції і зниження виробничих витрат.

Навантаженість конструкції бокової рами при регламентованих експлуатаційному та випробувальному навантаженнях (результати розрахунку НДС). Для розробленої суцільнозварної конструкції бокової рами проведено відповідно до Норм [6] оцінку на міцність за напруженнями, що допускаються при різних розрахункових режимах [5]. Результати розрахунків НДС у конструкції бокової рами показали, що максимальні еквівалентні напруження (до 286 МПа), викликані відповідними сполученнями навантажень, не перевищують величин допустимих напружень, а в зоні зварних з'єднань напруження для всіх регламентованих режимів навантаження не перевищують 200 МПа.

Проведений розрахунок опору втомі конструкції суцільнозварної бокової рами [5] візка відповідно до Норм [6] за коефіцієнтами опору втомі для різних оціночних зон (основного металу та зварних швів) з урахуванням розподілу коефіцієнта вертикальної динаміки за діапазонами швидкостей експлуатації (спектр навантаження), а також з урахуванням додаткового спектру навантаження від поздовжніх стискаючих сил через автозчеплення показав, що суцільнозварна конструкція бокової рами є працездатною при змінних навантаженнях і задовольняє вимогам Норм [6] з коефіцієнтом опору втомі $[n] = 2$ як за умовою неперевисення розрахунковими напруженнями величин амплітуд напружень, що допускаються (табл. 1), так і за умовою накопичення пошкоджуваності. На рис. 1, а наведено модель конструкції зварної бокової рами під дією квазістатичного навантаження для розрахунку міцності при циклічних навантаженнях. Згідно з вимогами Норм [6] вертикальне навантаження $F_z = 210,6$ кН (А) рівномірно розподілене по площі спирання пружин на опорній поверхні центрального ресорного підвішування, і сили розпору клинів $F_{3x} = 30,1$ кН (В, С), які прикладені до вертикальної стійки центрального ресорного отвору. Результати розрахунку (рис. 1, б, табл. 1) показали, що максимальні головні напруження в конструкції бокової рами в зоні зварних з'єднань не перевищують 70 МПа.

Визначення допустимих розмірів поверхневих дефектів у зварних з'єднаннях бокової рами. На практиці при проведенні візуального контролю якості зварних з'єднань ступінь небезпечності виявленого дефекту визначається відповідно до діючих стандартів, наприклад, вимог, наведених у ДСТУ EN ISO 5817:2022 [14]. Так, тріщини взагалі не допускаються, інші дефекти, наприклад, поверхневі пори, кратерна раковина,

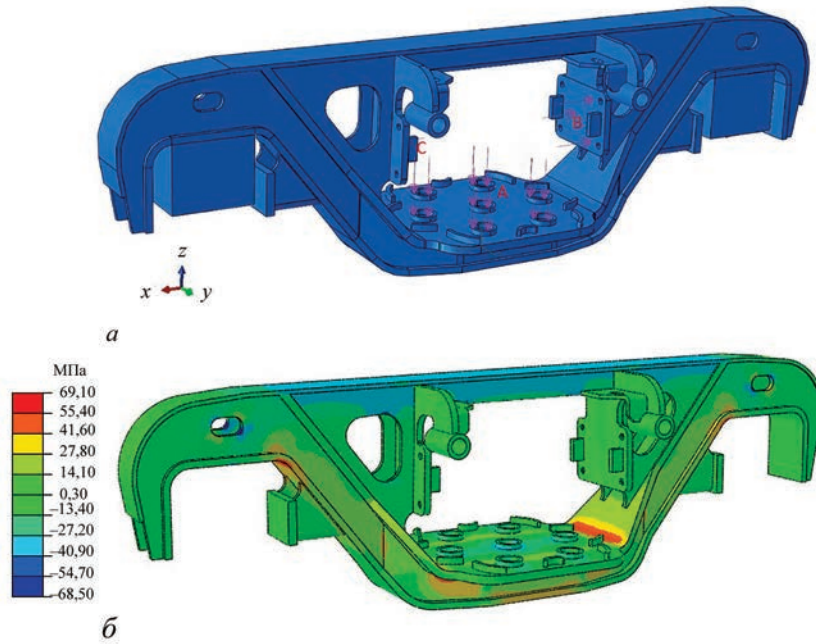


Рис. 1. Модель конструкції зварної бокової рами під дією квазістатичного навантаження при розрахунку опору втомі: *a* – граничні умови розрахункової моделі; *б* – розрахункові результати розподілу головних напружень

неспалення, підріз, незаповнена обробка крайок можуть допускатися при досить обмежених розмірах самих дефектів, наприклад, для товстінних виробів як бокова рама (товщина елементів 16...20 мм) – не більше 0,5...3 мм. Також допустимі розміри поверхневих дефектів у зварних з’єднаннях певної конструкції можуть визначатись розрахунковими методами механіки руйнування з урахуванням відповідних умов експлуатаційного навантаження.

При розрахунковому обґрунтуванні допустимості більшість дефектів зварних з’єднань можна описати трьома видами тріщин: підповерхневі, поверхневі та наскрізні дефекти. При застосуванні візуально-оптичного методу контролю зварних з’єднань виявляються поверхневі дефекти, які можна консервативно розглядати як поверхневі

еліптичні тріщини. Існують досить узгоджені підходи до визначення коефіцієнтів інтенсивності напружень для поверхневих тріщин у відповідних конструктивних елементах при певному розподілі напружень у межах тріщини.

Інтерес представляє визначення коефіцієнтів інтенсивності напружень для поздовжніх і поперечних (щодо зварного шва) тріщин, розташованих у зоні переходу від зварного шва до основного металу, тобто в зоні концентрації напружень, обумовленої формою зварного шва. Це питання викладається у межах роботи [15] та рекомендацій МІС [3]. На рис. 2, *a* наведено схему зварного стикового з’єднання з повним проплавленням і тріщиною вздовж зварного шва глибиною *a* в зоні переходу від шва до основного металу. Таку саму

Таблиця 1. Порівняння амплітуд напружень, що допускаються, та розрахункових статичних напружень у різних зонах конструкції бокової рами

Зона конструкції РБ	Коефіцієнт зниження границі витривалості K_{σ}	Максимальна амплітуда напружень, що допускаються, $\max(\sigma_a)$, МПа		Максимальне значення головних максимальних напружень σ_a , МПа
		$m = \frac{16}{K_{\sigma}}$	$m = 4$	
Основний матеріал в зоні R55 буксового отвору	1,5	150	158	69
Поздовжнє кутове зварне з’єднання у зоні опорної поверхні пружин	3,0	78	79	51
Поперечне зварне з’єднання бокової стінки	3,0	78	79	35
Поздовжнє кутове з’єднання в зоні R55 буксового отвору	3,0	78	79	48
Поперечне стикове зварне з’єднання нижньої полиці	4,7	51	50	23

Примітка. *m* – показник ступеня кривої втомі.

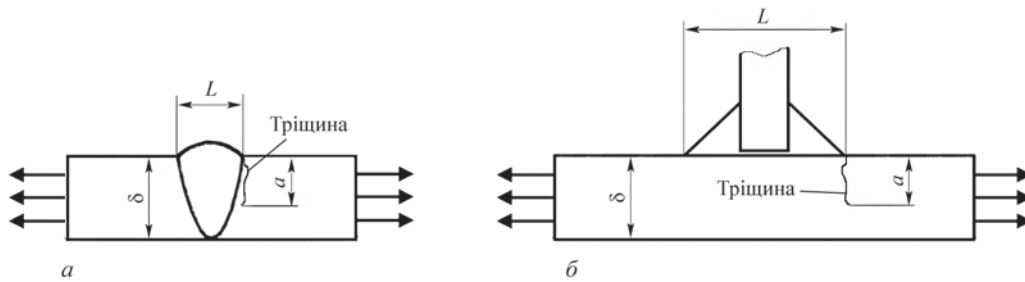


Рис. 2. Стикове з'єднання з повним проплавленням (а) та слабо навантажене таврове з'єднання (б) з тріщиною в зоні переходу до основного металу

схему для слабо навантаженого таврового з'єднання наведено на рис. 2, б.

На рис. 3 наведено хрестоподібне з'єднання з тріщиною вздовж зварного шва в зоні переходу. Глибина тріщини a . Навантажений горизонтальний елемент товщиною δ мембранними напруженнями $\sigma_m = Q/\delta$.

Виявлені при проведенні візуального контролю поверхневі тріщини відповідають досить характерним дефектам, що мають, природно, кінцеві розміри, які можна приймати за довжину тріщини $2c$. Вимірювання глибини тріщини при візуальному контролі не проводиться. Але ступінь консервативності можна оцінити для різних співвідношень a/c довжини та глибини тріщини, використовуючи відповідні рішення для необмеженої пластини товщиною δ з поверхневою напівеліптичною тріщиною $2c \times a$, завантаженою мембранними напруженнями σ_{zz}^∞ [2, 16, 17]. Величина коефіцієнта інтенсивності K_I представляється у вигляді добутку величини $K_{I\theta}$ у відповідній пластині при аналогічному навантаженні й з такою ж тріщиною на множник M_K , що враховує відмінність форми поперечного перерізу зварного з'єднання порівняно з пластиною.

Критеріями визначення допустимості тріщини при подальшій експлуатації може бути або критерій крихкого руйнування (спонтанного розвитку тріщини) при статичному навантаженні, або критерій відсутності росту тріщини при циклічному

навантаженні. Для матеріалу бокової рами низьколегованої сталі підвищеної міцності типу 09Г2С (аналог S355) можна прийняти наступні критичні значення КІН крихкого руйнування [2]: при статичному навантаженні ($T = 20^\circ\text{C}$) для основного матеріалу $K_{Ic} = 56 \dots 60 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, для ЗТВ $K_{Ic} \approx 42 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, при циклічному навантаженні $K_{Ith} \approx 3,8 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$.

Розрахунок для поверхневих тріщин обмеженої довжини [16]:

$$K_{0j} = \frac{\sigma_\infty \sqrt{\pi a}}{\Phi\left(\frac{a}{c}\right)} \text{ при } j = \sigma \quad (1)$$

де $\Phi\left(\frac{a}{c}\right)$ – повний еліптичний інтеграл другого роду, який апроксимується залежністю:

$$\Phi\left(\frac{a}{c}\right) = \sqrt{1 + 1,464 \left(\frac{a}{c}\right)^{1,65}} \quad (2)$$

Згідно з [17] аналітична залежність для точок контуру напівеліптичної тріщини при $\theta = 0$ (точка на поверхні) та $\theta = \pi/2$ (найглибша точка тріщини) при $0 < \frac{a}{c} < 1, \frac{a}{\delta} < 0,7$:

$$\frac{K_{I\sigma}}{K_{0\sigma}} = \gamma_\theta \left[1 - \left(0,89 - 0,57 \sqrt{\frac{a}{c}} \right)^3 \left(\frac{a}{\delta} \right)^{1,5} \right]^{-3,25} \quad (3)$$

$$\gamma_{\theta=0} = \left[1 + 0,32 \left(\frac{a}{\delta} \right)^2 \right] \left(1,23 - 0,09 \frac{a}{c} \right) \sqrt{\frac{a}{c}} \quad (4)$$

$$\gamma_{\theta=\frac{\pi}{2}} = 1,12 - 0,08 \frac{a}{c}$$

Враховуючи, що критичні значення в'язкості руйнування при циклічному навантаженні значно нижчі (більш ніж в 10 разів) у порівнянні зі статичним навантаженням, у першу чергу треба визначити допустимі розміри поверхневих дефектів при регламентованому квазістатичному навантаженні конструкції зварної бокової рами при розрахунку опору втомі (рис. 1, табл. 1). Розглянемо постульовані тріщини в таврових з'єднаннях бокової стінки з нижнім поясом та поясом спірання прую

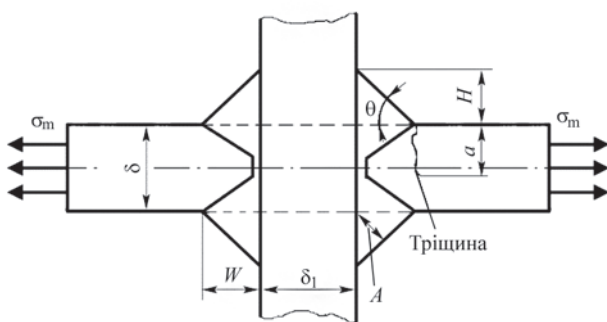


Рис. 3. Хрестове з'єднання з нарізаним розрізним елементом, привареним з повним проплавленням при K-подібній обробці кромок

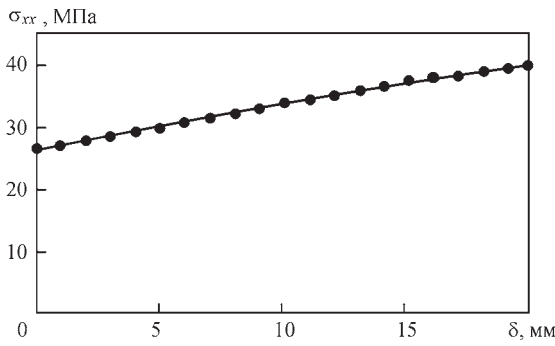


Рис. 4. Розподіл напружень у нижньому поясі таврового з'єднання з боковою стінкою по центру бокової рами

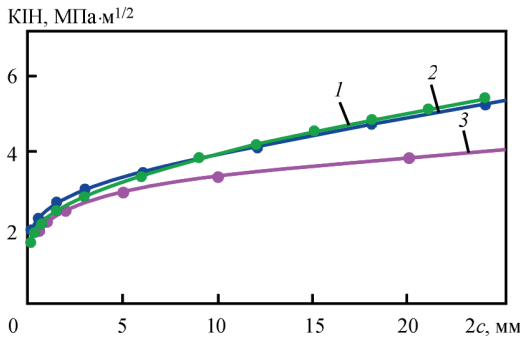


Рис. 5. Результати розрахунку КІН у тавровому з'єднанні бокової стінки з нижнім поясом при розташуванні тріщини в нижньому поясі по центру бокової рами під дією поздовжніх напружень $\sigma_{xx} = 39,8$ МПа зі співвідношення a/c : 1 – 0,7; 2 – 0,3; 3 – 0,1

жин, які є одними з найнебезпечніших ділянок при розрахунку опору втомі. Консервативно при розрахунку поверхневих тріщин у поясах приймався рівномірний розподіл напружень з максимальним значенням напружень розтягу, які діють в перерізі по нормалі до тріщини по центру бокової рами (рис. 4). Для розрахунку тріщин в боковій стінці розглядалася найнебезпечніша ділянка таврового з'єднання з поясом спірання пружин у зоні переходу з горизонтальної ділянки до похилої (рис. 1). Результати розрахункової оцінки циклічної міцності для поверхневих тріщин, які розташовані в нижньому поясі, наведено на рис. 5 і в табл. 2–4. Для тріщин, що розташовані в боковій стінці, отримали близькі результати.

З урахуванням наведених у таблицях значень КІН для поверхневих тріщин обмежених розмірів із різним співвідношенням $a/c = 0,1 \dots 0,67$ можна зробити висновки, що з точки зору статичного навантаження ($n = 2, K_{1c}/2 \approx 21$ МПа·м^{1/2}) розглянуті поверхневі тріщини з розмірами (завдовжки $2c$) до 15 мм і більше є безпечними. Але при циклічному навантаженні поперечні та поздовжні поверхневі тріщини в нижньому поясі та боковій стінці можуть бути небезпечними при значно менших розмірах. При врахуванні коефіцієнта запасу $n = 2$

Таблиця 2. Результати перевірки циклічної міцності для тріщин обмеженої довжини ($a/c = 0,33$) у нижньому поясі під дією поздовжніх напружень $\sigma_{xx} = 39,8$ МПа

Глибина тріщини a , мм	Довжина тріщини $2c$, мм	Співвідношення a/c	Товщина δ , мм	$K_{10=0}$, МПа $\sqrt{м}$	$K_{10=p/2}$, МПа $\sqrt{м}$	$K_{10} < K_{1th} = 3,8$, МПа $\sqrt{м}$	$K_{10} < 0,5K_{1th} = 1,9$, МПа $\sqrt{м}$
0,045	0,27	0,33	20	1,20	1,89	+	+
0,1	0,6			1,40	2,20	+	–
0,25	1,5			1,66	2,62	+	–
0,5	3			1,90	3,00	+	–
1	6			2,18	3,43	+	–
2	12			2,64	4,15	–	–
3	18			3,04	4,76	–	–
4	24			3,39	5,28	–	–
5	30			3,73	5,77	–	–

Примітка. + допустимий дефект.

Таблиця 3. Результати перевірки циклічної міцності для тріщин обмеженої довжини ($a/c = 0,67$) у нижньому поясі під дією поздовжніх напружень $\sigma_{xx} = 39,8$ МПа

Глибина тріщини a , мм	Довжина тріщини $2c$, мм	Співвідношення a/c	Товщина δ , мм	$K_{10=0}$, МПа $\sqrt{м}$	$K_{10=p/2}$, МПа $\sqrt{м}$	$K_{10} < K_{1th} = 3,8$, МПа $\sqrt{м}$	$K_{10} < 0,5K_{1th} = 1,9$, МПа $\sqrt{м}$
0,05	0,15	0,67	20	1,42	1,58	+	+
0,1	0,3			1,62	1,81	+	+
0,25	0,75			1,93	2,15	+	–
0,5	1,5			2,20	2,46	+	–
1	3,0			2,52	2,81	+	–
2	6,0			3,03	3,37	+	–
3	9,0			3,46	3,83	–	–
4	12			3,82	4,21	–	–
5	15			4,15	4,54	–	–

Примітка. + допустимий дефект.

Таблиця 4. Результати перевірки циклічної міцності для тріщин обмеженої довжини ($a/c = 0,1$) у нижньому поясі під дією поздовжніх напружень $\sigma_{xx} = 39,8$ МПа

Глибина тріщини a , мм	Довжина тріщини $2c$, мм	Співвідношення a/c	Товщина δ , мм	$K_{10=0}$, МПа $\sqrt{м}$	$K_{10=p/2}$, МПа $\sqrt{м}$	$K_{10} < K_{1th} = 3,8$, МПа $\sqrt{м}$	$K_{10} < 0,5K_{1th} = 1,9$, МПа $\sqrt{м}$
0,025	0,5	0,1	20	0,65	1,88	+	+
0,1	2			0,85	2,45	+	-
0,25	5			1,01	2,92	+	-
0,5	10			1,16	3,34	+	-
1	20			1,34	3,85	+	-
2	40			1,64	4,71	+	-
3	60			1,92	5,49	-	-
4	80			2,18	6,21	-	-
5	100			2,45	6,93	-	-

Примітка. + допустимий дефект.

Таблиця 5. Визначені максимально допустимі розміри поверхневих дефектів зварних з'єднань бокової рами в залежності від розташування

№	Зварне з'єднання	Ділянка зварного з'єднання	Максимально допустимий розмір поверхні дефекту, мм
1	Таврове з'єднання бокової стінки і нижнього поясу	По центру рами	0,3
		У буксовому отворі	0,6
		На інших ділянках	8,5
2	Таврове з'єднання бокової стінки і поясу спирання пружин	По центру рами	0,6
		На інших ділянках	6,5
3	Стикове з'єднання бокової стінки	Усе з'єднання	9,0

($K_{1th}/2 \approx 1,9$ МПа $\cdot м^{1/2}$) допустимий розмір поверхневих дефектів (тріщин) у небезпечних зонах таврових з'єднань бокової стінки з нижнім поясом та поясом спирання пружин складає приблизно 0,3 мм, що корелює з допустимими розмірами поверхневих дефектів згідно з ДСТУ EN ISO 5817:2022 [14].

Але це – досить консервативний підхід. На інших ділянках зварних з'єднань, які менш навантажені при експлуатації, вимоги до допустимих розмірів поверхневих дефектів можуть бути знижені. На основі проведених розрахунків сформовано вимоги до візуально-оптичного НК, а саме, визначено максимально допустимі розміри поверхневих дефектів зварювання бокової рами візка вантажного вагону в небезпечних зонах і на інших ділянках зварних з'єднань (табл. 5).

Реалізація візуально-оптичного НК. За результатами розрахунку навантаженості конструкції бокової рами при регламентованих експлуатаційному та випробувальному навантаженнях визначено найбільш напружені зони: основний матеріал і поздовжнє кутове з'єднання в зоні радіусного переходу R55 буксового отвору; поздовжнє кутове зварне з'єднання в зоні опорної поверхні пружин; поперечні зварні з'єднання бокової стінки та нижньої полиці. Такі зони визначені як найбільш небезпечні з точки зору утворення тріщин втоми та руйнування, тому потребують підвищеної достовірності розпізнавання поверхневих дефектів.

Технологічна послідовність зварювання. Під час виготовлення бокової рами необхідно чітко дотримуватися технології зварювання, враховуючи необхідність зменшення залишкових напружень і деформацій. Спочатку зварюється балка замкнутого перерізу, яка містить нижній, верхній пояси та бокові стінки (рис. 6, а). Більшість швів є багатопрохідними стиковими й тавровими, що формуються в 2–3 проходи залежно від товщини деталей і типу зварного з'єднання. Наступним кроком відбувається приварювання елементів, які формують проріз надресорної балки (рис. 6, б). На останньому етапі приварюються додаткові елементи конструкції бокової рами (рис. 6, в).

Принцип дії автоматизованого візуально-оптичного контролю. У порівнянні з традиційним візуальним контролем автоматизований метод має низку переваг, серед яких: мінімізація людського чинника, висока точність, своєчасне виявлення дефектів, а також можливість автоматизації. Зважаючи

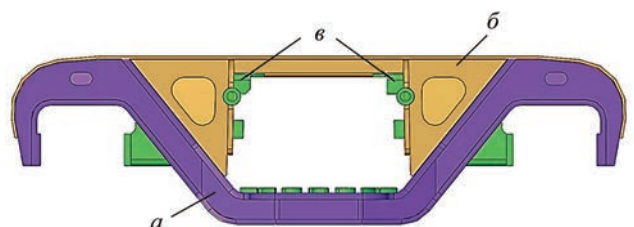


Рис. 6. Загальна послідовність складання та зварювання елементів конструкції бокової рами: а – балка замкнутого перерізу; б – елементи, що формують проріз надресорної балки; в – додаткові елементи

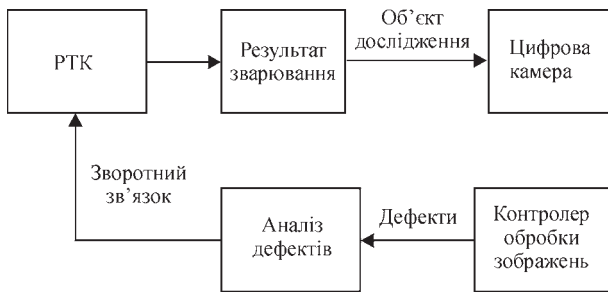


Рис. 7. Принцип дії автоматизованого візуально-оптичного НК на те, що бокова рама підлягає багатоступеневому НК, у даному дослідженні основна увага приділяється візуально-оптичному НК як первинному. Подібні системи (рис. 7) складаються з комбінованого лазерного сенсора і контролера обробки зображень, що інтегровані у робототехнічний комплекс.

Комбінований лазерний сенсор встановлюється безпосередньо на пальнику (рис. 8) зварювального робота у статичному положенні перпендикулярно до досліджуваної поверхні та може працювати у двох режимах в рамках одного оптичного модуля. Для кожного з режимів відбувається переналаштування конфігурації оптичної системи (експозиція, рівень підсилення, параметри освітлення тощо). При цьому роздільна здатність під час визначення геометричних параметрів дефектів складає 0,1 мм. Перший режим забезпечує слідкування за розділкою безпосередньо під час зварювання. При такому режимі сенсор працює на основі методу лазерної триангуляції. У разі відхилення зварювального дроту від центру розділки сенсор фіксує величину зміщення й автоматично передає корекцію траєкторії до РТК. Подібні зміщення найчас-

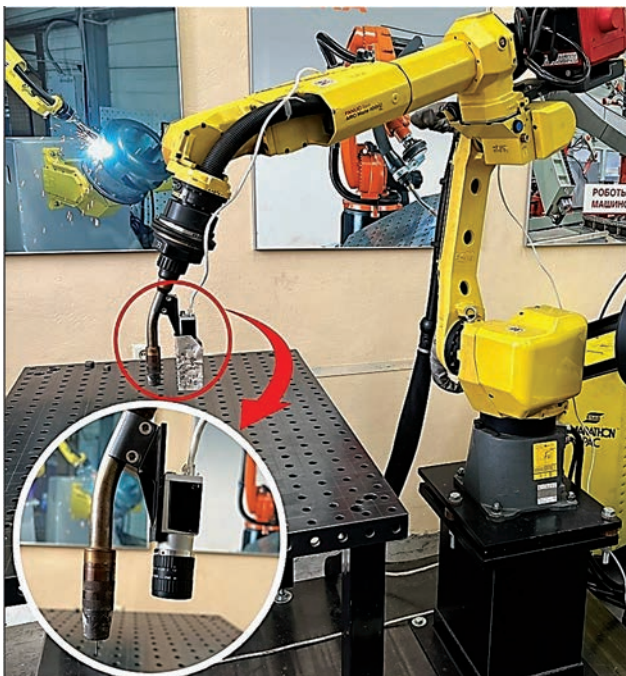


Рис. 8. Інтегрована в робототехнічний комплекс система візуально-оптичного НК

тіше виникають у результаті неналежної підготовки деталей до зварювання. Другий режим роботи передбачає сканування поверхні зварного шва для виявлення дефектів, а також визначення їхніх геометричних параметрів. Визначення геометричних параметрів при такому режимі роботи реалізовано на основі методу фотограмметрії. Контроль зварних швів відбувається після завершення процесу зварювання окремого з'єднання, включно з останнім проходом при багатоходовому зварюванні. Завершивши зварювання чергового шва, робот автоматично переходить у режим сканування вздовж зони зварювання. Виявлення поверхневих дефектів безпосередньо під час зварювання досить складно реалізувати внаслідок інтенсивного випромінювання електричної дуги.

Зображення, отримані від комбінованого сенсора, передаються до контролера, що виконує обробку зображень і подальше виявлення та класифікацію дефектів. Серед основних етапів попередньої обробки зображень варто виділити нормалізацію яскравості, фільтрацію цифрових шумів, а також граничну сегментацію локальних неоднорідностей. Застосування алгоритмів попередньої обробки зображень відіграє важливу роль у реальних виробничих умовах, коли неможливо забезпечити достатнє та рівномірне освітлення зони контролю. Програмна частина використовує алгоритм штучної нейронної мережі (YOLOv5), що попередньо навчена на зображеннях, які містили поверхневі дефекти зварних з'єднань, серед яких: тріщини, газові пори, пропали та підрізи.

Шляхом застосування алгоритму зворотного перспективного перетворення [12, 13] для кожного виявленого дефекту визначаються геометричні розміри. Застосування даного алгоритму мінімізує вплив спотворень, що викликані незначною зміною кута нахилу сенсора відносно поверхні зварного шва. Дотримання однакової відстані між лазерним сенсором та поверхнею зварного з'єднання забезпечується шляхом застосування вбудованого у пальник робота датчика дотику.

Основна перевага застосування комбінованого сенсора у порівнянні зі звичайною цифровою камерою проявляється під час визначення геометричних параметрів підрізів. Відповідно до ДСТУ EN ISO 5817:2022 [14] визначення недопустимості дефекту типу підріз передбачає вимірювання його глибини, що неможливо здійснити за допомогою однієї камери. Проведене сканування кутового з'єднання елементів бокової рами візка вантажного вагона (рис. 9) дозволило виявити односторонній підріз завглибшки 0,2 мм, що доводить доцільність застосування комбінованого лазерного сенсора.

На рис. 10 наведено результати застосування візуально-оптичного НК на тестових зразках, а саме,

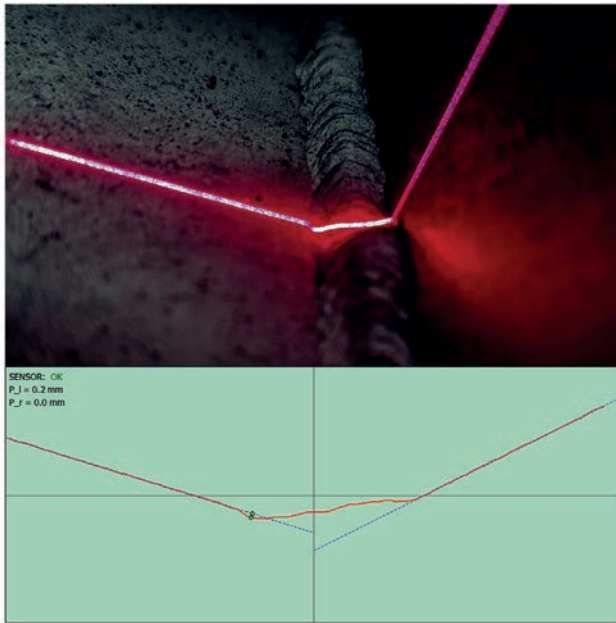


Рис. 9. Приклад визначення одностороннього підрізу кутового з'єднання елементів бокової рами

можливості виявлення, класифікації та визначення геометричних параметрів зварювальних дефектів. Зокрема результати роботи алгоритму визначення геометричних параметрів дефектів містять: пропал (рис. 10, а), поперечна тріщина (рис. 10, б), групові та поодинокі газові пори (рис. 10, в), а також підріз (рис. 10, г).

У разі виявлення характерних особливостей підрізу під час сканування поверхні шва за другим режимом роботи сенсора в РТК надходить сигнал і координати про необхідність дослідження відповідного відрізка сенсором із застосуванням триангуляційного методу. Ступінь небезпечності дефекту визначається відповідно до вимог, наведених у ДСТУ EN ISO 5817:2022 [14], а також з урахуванням результатів розрахункового визначення допустимих розмірів поверхневих дефектів у зварних з'єднаннях бокової рами. Дефект вважається допустимим, коли його геометричні параметри не перевищують встановлених граничних значень. У протилежному випадку автоматизована система класифікує його як недопустимий та сповістить

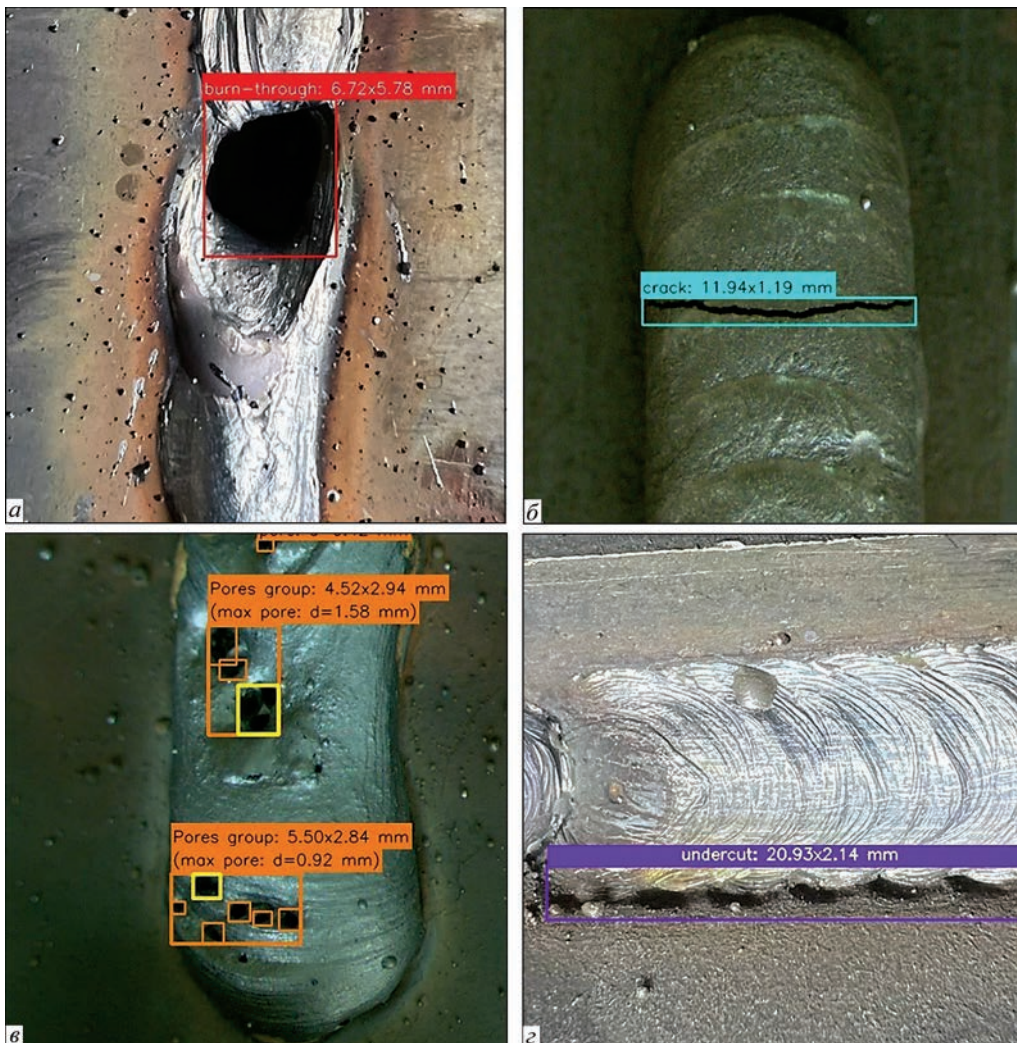


Рис. 10. Демонстрація можливостей роботи системи візуально-оптичного НК: а – пропал; б – поперечна тріщина; в – газові пори; г – підріз

оператора РТК. Повідомлення відображається на дисплеї пульта керування із вказанням його типу, геометричних розмірів і ступеня небезпечності. Такий підхід призводить до своєчасного прийняття рішень щодо подальших дій у роботі системи.

Окремо варто зазначити, що ефективність автоматизованого візуально-оптичного контролю визначається точністю виявлення та класифікації поверхневих дефектів. Визначено на основі розрахунків НДС небезпечні зони, що підлягають більш детальному контролю. Для таких зон система налаштовується на підвищену чутливість, що призводить до покращення достовірності розпізнавання дефектів, але потребує дещо більшого часу на сканування області дослідження.

Висновки

1. Візуально-оптичний метод НК є ефективним інструментом для первинної діагностики зварних конструкцій відповідального призначення. Автоматизований метод візуального контролю має низку переваг, серед яких: мінімізація людського чинника, висока точність, своєчасне виявлення дефектів, а також можливість автоматизації.

2. Ступінь небезпечності виявлених дефектів визначається відповідно до діючих стандартів або з урахуванням результатів розрахункової оцінки методами механіки руйнування допустимих розмірів поверхневих дефектів у зварних з'єднаннях певних конструкцій при експлуатаційних навантаженнях.

3. На прикладі розрахункового дослідження впливу поверхневих дефектів зварних з'єднань на міцність і довговічність конструкції бокової рами візка вантажного вагона показано, як можуть бути сформовані вимоги до візуально-оптичного методу НК на основі визначених допустимих розмірів дефектів на різних ділянках зварних з'єднань із урахуванням регламентованих умов експлуатаційного навантаження.

4. Автоматизована система візуально-оптичного контролю зварних з'єднань передбачає інтеграцію в РТК оптико-електронного модуля на основі алгоритмів штучних нейронних мереж для аналізу зображень поверхні шва в режимі реального часу. Алгоритм визначення ступеня небезпечності дефекту враховує напружено-деформований стан досліджуваної ділянки конструкції, що забезпечує диференційовану оцінку допустимості поверхневих дефектів.

Список літератури/References

1. Martyniuk, R.T. (2025) Main defects of welded joints. *Oil and Gas Power Engineering*, 1(43), 109–116. DOI: [https://doi.org/10.31471/1993-9868-2025-1\(43\)-109-116](https://doi.org/10.31471/1993-9868-2025-1(43)-109-116)
2. Махненко В.И. (2006) *Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций*. Киев, Наукова думка.

- Makhnenko, V.I. (2006) *Resource for safe operation of welded joints and units of modern structures*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
3. ИВ XIII–1539–96/XV–845–96. *Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components*.
4. Makhnenko, V.I., Pochinok, V.E. (2006) *Strength calculation of welded joints with crack-like imperfections*. PWI.
5. Лобанов Л.М., Махненко О.В., Книш В.В., Соловей С.А., Павловський В.І. (2020) Розробка зварної конструкції бічної рами візка вантажного вагону підвищеної надійності. *Автоматичне зварювання*, 3, 22–28. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.03.02>
- Lobanov, L.M., Makhnenko, O.V., Knysh, V.V., Solovej, S.A., Pavlovskiy, V.I. (2020) Development of welded structure of side frame of freight car bogie of increased reliability. *The Paton Welding J.*, 3, 13-18. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.03.02>
6. ДСТУ 7598:2014. Вагони вантажні. Загальні вимоги до розрахунків та проектування нових і модернізованих вагонів колії 1520 мм (несамохідних). DSTU 7598:2014: Freight wagons. General requirements for calculations and design of new and modernized 1520 mm gauge (non-self-propelled) wagons [in Ukrainian].
7. Ren, Z., Fang, F., Yan, N. et al. (2022) State of the art in defect detection based on machine vision. *Int. J. of Precis. Eng. and Manuf.-Green Tech*, 9, 661–691. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40684-021-00343-6>
8. Diaz-Cano I, Morgado-Estevéz A, Rodríguez Corral JM et al. (2025) Automated fillet weld inspection based on deep learning from 2D images. *Applied Sciences*, 15(2), 889. DOI: <https://doi.org/10.3390/app15020899>
9. Elhendawy, G.A., El-Taybany, Y. (2025) Machine vision-assisted welding defect detection system with convolutional neural networks. *Int. J. Precis. Eng. Manuf.*, 26, 3185–3194. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12541-025-01281-y>
10. Chou, P.-H., Wang, C.-C., Mao, W.-L. (2024) YOLO-based defect detection for metal sheets. *2024 IEEE Int. Conf. on Imaging Systems and Techniques (IST)*, 1–5. DOI: <https://doi.org/10.1109/IST63414.2024.10759237>
11. Yun J., Shin W., Koo G., Kim M., Lee C., Lee S. (2020) Automated defect inspection system for metal surfaces based on deep learning and data augmentation. *J. of Manufacturing Systems*, 55, 317–324. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmsy.2020.03.009>
12. Hou, C., Kang, Y., Qiao, T. (2025) Multi-camera hierarchical calibration and three-dimensional reconstruction method for bulk material transportation system. *Sensors*, 25(7), 2111. DOI: <https://doi.org/10.3390/s25072111>
13. Carnegie Mellon University. *Camera Matrix and Projection, Course Notes 2017*. https://www.cs.cmu.edu/~16385/s17/Slides/11.1_Camera_matrix.pdf
14. ДСТУ EN ISO 5817:2022. *Зварювання. Зварні шви під час зварювання плавленням сталі, нікелю, титану та інших сплавів (крім променевого зварювання). Рівні якості залежно від дефектів* (EN ISO 5817:2014, IDT; ISO 5817:2014, IDT).
- DSTU EN ISO 5817:2022: *Welding. Welds during fusion welding of steel, nickel, titanium and other alloys (except beam welding). Quality levels depending on defects* (EN ISO 5817:2014, IDT; ISO 5817:2014, IDT) [in Ukrainian].
15. Hobbacher, A. (1994) Stress intensity factors of welded joints. *Eng. Fracture Mech.*, 46(2), 173–182.
16. Саврух М.П. (1988) *Механика разрушения и прочность материалов: Справочное пособие. Т.2. Коэффициенты интенсивности напряжений в телах с трещинами*. Под общ. ред. В.В. Панасюка. Киев, Наукова думка.
- Savruk, M.P. (1988) *Fracture mechanics and strength of materials: A reference manual. Pt 2. Stress intensity factors in bodies with cracks*. Ed. by V.V. Panasyuk. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
17. МР-125-01-90. *Расчет коэффициентов интенсивности напряжений и коэффициентов ослаблений сечений для дефектов в сварных соединениях*. Киев.
- MP-125-01-90. *Calculation of stress intensity factors and cross-sectional weakening factors for defects in welded joints*. Kyiv [in Russian].

APPLICATION OF VISUAL INSPECTION METHOD FOR WELD QUALITY METAL ASSESSMENT

O.S. Kostenevych, A.S. Novodranov

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.
E-mail: artur19940731@gmail.com

Quality testing of welded joints is one of the main factors in ensuring the reliability and durability of welded structures. Even minor defects in the weld can cause a loss of the bearing capacity of the structure. Considering the dependence of manual welding quality on the welder’s skill, transitioning to robotic welding production is advisable. However, this approach requires automation of the relevant non-destructive testing systems. When conducting automated visual-optical quality testing of welded joints, the degree of danger of the detected defect is assessed according to applicable standards. In addition, permissible sizes of surface defects can be determined using fracture mechanics-based calculations, taking into account operating load conditions. The paper compares these two approaches and also formulates requirements for the visual-optical NDT method for welded side frame of a railway freight car bogie based on calculated allowable defect sizes. The visual-optical method of testing welded joints is capable of detecting only surface defects, which can be conservatively considered as surface elliptical cracks and evaluated using fracture mechanics methods. The results of the study prove that the visual-optical NDT method is an effective tool for the primary diagnosis of critical welded structures. 17 Ref., 5 Tabl., 10 Fig.

Keywords: welded joints, welded structures, freight car bogie, side frame, stress-strain state, load spectrum, mathematical modelling, fatigue resistance, permissible defect sizes, visual-optical testing

ORCID

Костеневич О.С. – <https://orcid.org/0000-0002-7427-2805>, Новодранов А.С. – <https://orcid.org/0000-0002-3380-3745>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

А.С. Новодранов

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: artur19940731@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

О.С. Костеневич, А.С. Новодранов (2026) Застосування візуально-оптичного методу контролю якості зварних з’єднань металевих конструкцій. *Автоматичне зварювання*, **03**, 23–33. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.03.04>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 22.02.2026

Отримано у переглянутому вигляді 10.04.2026

Підписано до друку 14.05.2026

Оприлюднено 20.05.2026

Розроблено в ІЕЗ

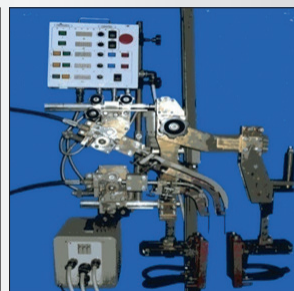
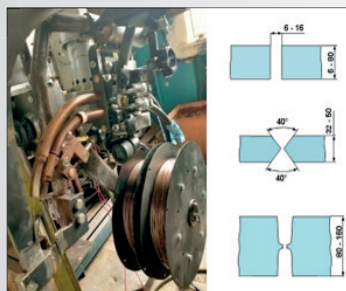
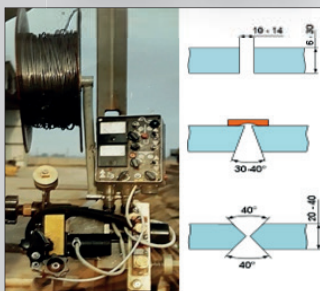
Зварювання металоконструкцій зі сталі товщиною 6...200 мм за один прохід

Апарат АД1381

Апарат АД348

Апарат АШ115М2

Апарат АД381Ш



Дугове зварювання з примусовим формуванням вертикальних та нахилених стиків товщиною 6...160 мм за один або два проходи

Електрошлакове зварювання вертикальних, нахилених та криволінійних стиків металу товщиною 30...200 мм за один прохід

ДУГОВЕ НАПЛАВЛЕННЯ ЧЕРВ'ЯЧНОГО ШНЕКА БІСЕРНОГО МЛИНА

В.В. Перемітько, С.О. Плітченко, В.В. Герасімов, В.І. Сухомлин, О.С. Очеретько

Дніпровський державний технічний університет. 51918, м. Кам'янське, вул. Дніпробудівська, 2. E-mail: vperemitko@dstu.dp.ua

Дослідження спрямоване на розробку раціональної технології відновлення зношених ділянок робочих поверхонь сегментів черв'ячного шнека бісерного млина типу МТ-140 та підвищення їхнього експлуатаційного ресурсу. Матеріалом для дослідження слугували зношені сегменти з сірого хромистого чавуну марки ЧХ1. Для відновлення застосовано технологію дугового наплавлення порошковими дротами марок SK A43-О, ВЕЛТЕК Н-590, ВЕЛТЕК Н-290 та Supershield CrC. Наплавлення проводилось у два шари з різною орієнтацією валиків при попередньому підігріві до 400...450 °С за допомогою зварювального напівавтомата Lorch Micormig 350A за $I = 200$ А, $U = 30$ В. Найкращі показники зносостійкості демонструють високолеговані дроти SK A43-О та Supershield CrC завдяки формуванню значної частки твердих карбідів хрому та ніобію. Підтверджено, що пропорційної залежності між твердістю наплавлених шарів та їхньою стійкістю до зносу не спостерігається. Встановлено, що орієнтація наплавочних валиків по радіусу сегмента впливає на інтенсивність зносу робочої поверхні деталі. Для відновного наплавлення сегментів пропонується застосування порошкових дротів, які забезпечують формування у нанесених шарах або жорсткого карбідного каркасу, або пластичної матриці, що здатні забезпечити підвищену опірність до комбінованого кавітаційного та гідроабразивного впливу. Бібліогр. 17, табл. 3, рис. 8.

Ключові слова: бісерний млин, сегменти, чавун марки ЧХ1, гідроабразивний та кавітаційний знос, відновлення, порошкові дроти, карбідний каркас, пластична матриця, втрата маси

Вступ. Бісерні млини призначені для подрібнення широкого кола матеріалів у багатьох галузях промисловості [1]. На вітчизняних лакофарбових виробництвах на даний час поширеним є бісерний млин типу МТ-140. Перетирання матеріалу відбувається в спеціальній робочій камері млина, у суспензії та під дією технічного бісеру, якому задається рух за допомогою черв'ячного валу, що складається з окремих сегментів (рис. 1, а).

Під час роботи млина через постійні процеси перетирання лакофарбових складових, окрім бісеру, зазнають суттєвого зносу й сегменти черв'ячного валу. У результаті реалізації комбінованого механізму гідроабразивного зносу на робочій поверхні шнекового сегмента утворюється хвилястість (рис. 1, б). Наявність на зношених робочих зонах хвилеподібного рельєфу з гладкими поверхнями пояснюється виникненням ефекту кавітаційного зношування після багаторазових повторюваних ударів рідини [2] та переважальними траєкторіями шароподібного бісеру, який чинить додатковий руйнівний вплив. У міру зростання гребнів на поверхні сегмента пропорційно зменшується строк його ефективної експлуатації, зростає ризик виходу його з ладу через злам.

Заміна сегментів на млинах типу МТ-140 ускладнена через велику вагу черв'ячного валу разом із сегментами та конструкційні особливос-

ті млина. Зазначена операція викликає тривалий простій обладнання та призводить до значних економічних втрат, а у випадку зламу елемента сегмента – й до ремонту обладнання млина. Звідси виникає актуальна задача підвищення довговічності роботи сегментів через надання їхнім робочим поверхням більшої зносостійкості.

Економічно доцільно покращувати початкові характеристики шляхом наплавлення шару металу з визначеними механічними властивостями на поверхні сегментів, які потребують відновлення [3, 4]. Комплекс високих механічних властивостей відновлених поверхонь забезпечується, перш за все, оптимальним хімічним складом наплавленого металу. Додавання до складу таких елементів, як Cr, Mn, Si та V дозволяє покращити необхідні механічні властивості [5].

Для систем Fe–Cr–C додавання Nb та V забезпечує формування надтвердих спеціальних карбідів (NbC та VC), які мають вищу опірність до абразивного зносу порівняно з карбідами хрому [6, 7]. Крім того, ці елементи рафінують структуру: карбіди Nb та V виступають додатковими центрами гетерогенного зародження фаз під час кристалізації, що призводить до подрібнення структурних складових наплавленого металу.

Параметри процесу (струм, напруга, швидкість, кількість шарів) істотно впливають на морфологію карбідів і, як наслідок, на твердість і механізм зношування [8]. У середовищах гідроабразивної ерозії та кавітації для чавунів значення мають

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

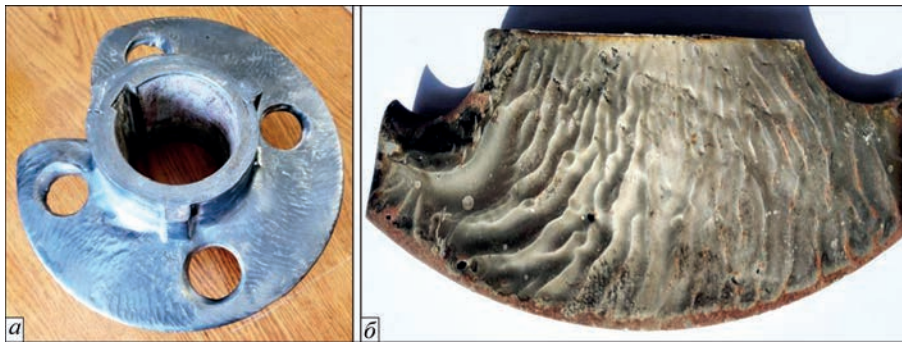


Рис. 1. Сегмент черв'ячного валу бісерного млина типу МТ-140 (а) та його зношена поверхня (б)

не лише твердість, а й тип матриці (ферит, перліт, аустеніт), що може суттєво зменшити швидкість втрати маси при зносі [9, 10]. При цьому локальна орієнтація наплавлених валиків відносно напрямку абразивного потоку здатна змінювати інтенсивність зношування, що слід враховувати при ремонтних роботах [8, 11, 12].

З іншого боку, при виборі наплавних дротів важливо забезпечити відносно низьку собівартість, що досягається за рахунок зниження концентрації кошовних легуючих елементів.

Метою роботи є дослідження та розробка раціональної технології відновлення зношених ділянок робочих поверхонь сегментів черв'ячного валу бісерного млина та підвищення їхнього експлуатаційного ресурсу.

Обладнання, матеріали та методика проведення експериментів. В якості основного металу використовувалися зношені поверхні сегментів із сірого хромистого чавуну марки ЧХ1, який випускався за ГОСТ 7769-82, що діяв в Україні до 01.01.2022 р. та замінюється європейськими стандартами. Поверхні зразків до початку наплавлення зачищали від бруду, іржі та неметалевих включень. Безпосередньо перед наплавленням виконували попередній підігрів зразків до температури 400...450 °С. Електродугове наплавлення проводилось на постійному струмі зворотної полярності, у два шари, порошковим дротом діаметром 1,6 мм марок SK-A43-O, ВЕЛТЕК Н-590, ВЕЛТЕК Н-290 та Supershield CrC за допомогою зварювального напівавтомата Lorch Micormig 350A. Для всіх дротів приймали однакові режими наплавлення: величина струму $I = 200$ А, напруга $U = 30$ В, швидкість наплавлення 18...22 м/год та

виліт дроту 15...20 мм. Після завершення процесу з відновлених сегментів виготовляли металографічні шліфи за стандартною методикою: механічна вирізка шліфа з поперечного перерізу робочої частини сегмента із супутнім охолодженням, послідовне шліфування та полірування алмазними пастами. Для виявлення фазового складу застосовували травлення 4 %-м розчином HNO_3 у спирті.

Металографічний аналіз виконували за допомогою металографічного мікроскопа типу Neophot 21 та електронного мікроскопа PEM-106і. Твердість зразків основного металу визначали за методом Бринелля на твердомірі типу ТШ-2, а наплавлених шарів – за методом Роквелла на приладі типу ТК-14-250.

Отримані результати та їх аналіз. Проведений аналіз роботи сегментів у процесі подрібнення лакофарбових складових показав, що значний рівень зношування робочих поверхонь досягається в контакті з бісерними абразивними елементами, що переміщуються в потоці технологічної суспензії. Окрім цього, на зношеній поверхні були помічені раковини та пористість (рис. 1, б), які є характерними ознаками кавітаційного впливу. Зважаючи на складний, комбінований механізм зносу, для відновлення робочих поверхонь були обрані порошкові дроти різних систем легування, що здатні забезпечити підвищену опірність до наведених впливів. Типові характеристики наплавленого обраними марками дротів металу за даними виробників наведено в табл. 1 (зазначаються зазвичай для металу, який наплавляється у водоохолоджуваній мідній кристалізатор, тобто для випадку, коли виключається підплавлення основи, або для 3–4-го шару, якщо не вказано інше [13–15]).

Таблиця 1. Типові хімічний склад і твердість металу, наплавленого порошковими дротами (за даними виробників)

Марка дроту	Типовий хімічний склад наплавленого металу, мас. %							Твердість наплавленого металу, HRC
	C	Mn	Si	Cr	Nb	Ni	інші	
SK A43-O	5,6	0,2	1,3	20,2	6,7	–	–	64
ВЕЛТЕК Н-590	0,5	0,5	2,6	8,5	–	–	–	55...61
ВЕЛТЕК Н-290	0,1	0,6	0,5	0,5	–	0,3	0,5 Мо	22...37
Supershield CrC	4,8	1,6	0,4	27,0	–	–	–	54...58

Вибір наплавних матеріалів із суттєво відмінним фазовим складом і фізико-механічними характеристиками зумовлений необхідністю пошуку ефективної стратегії протидії комбінованому руйнуванню та визначення ролі кожної з його складових.

Відомо, що вуглець є одним із головних компонентів зносостійких сплавів. Наприклад, з підвищенням вмісту вуглецю у сталях їхній опір зношуванню зростає, проте вже за значних величин (вище 0,8 %) сітка карбідів, що утворюється, призводить до зниження зносостійкості.

На основі цього вибір для наплавлення дротів марок SK A43-O та Supershield CrC спрямований на створення «карбідного каркасу» з високою об'ємною часткою спеціальних карбідів хрому та ніобію. Це повинно забезпечити максимальний опір мікрорізанню та прямому абразивному впливу бісеру. З іншої сторони, для зменшення впливу кавітаційної складової запропоновано використовувати дріт марки ВЕЛТЕК Н-290, який у наплавленому шарі може сформувати відносно пластичну ферито-перлітну матрицю, зміцнену дисперсними вторинними карбідами. Така структура здатна ефективно дисипувати (розсіювати) енергію кавітаційних мікроударів і динамічних навантажень від бісеру, що запобігає викрихчуванню твердої фази та сповільнює розвиток мікротріщин.

Для оцінки реального стану металу, сформованого в умовах відновлення деталей із чавуну ЧХ1, було проведено дослідження фактичного хімічного складу. На відміну від типових даних виробників (табл. 1), у табл. 2 наведено результати експериментальних досліджень, де визначення хімічного складу проводилося у верхній частині другого наплавленого шару (на відстані 1,5...2,0 мм від верхні) після механічного зачищення.

Порівняльний аналіз даних табл. 1 та 2 вказує на суттєву зміну складу наплавленого металу порівняно з паспортними даними дротів. Зокрема для високолегованих дротів SK A43-O та Supershield CrC спостерігається зниження концентрації вуглецю та хрому в наплавленому шарі порівняно з типовими значеннями. Наприклад, вміст хрому в наплавленні дротом Supershield CrC зменшився з

типових 27 % до фактичних 19,22 %, а вуглецю – з 4,8 до 4,24 %. Відповідно, твердість цих шарів виявилася на рівні 57...60 HRC, що дещо нижче за заявлені виробником максимальні значення.

Зворотною є тенденція для дроту ВЕЛТЕК Н-290: при типовому вмісті вуглецю 0,1 %, фактичний показник у наплавленому металі зріс до 0,69 %, що супроводжувалося підвищенням твердості до 30...32 HRC.

Зазначені відхилення пояснюються інтенсивним перемішуванням наплавленого металу з основою (сірим чавуном ЧХ1) у процесі дугового наплавлення. Оскільки основний метал містить значну кількість вуглецю (3,1 %) та порівняно низьку частку легуючих елементів, відбувається дифузійне насичення або «розбавлення» сплаву, що наплавляється, елементами основи та, навпаки, дифузійне насичення вуглецем низьколегованого шару ВЕЛТЕК Н-290, що безпосередньо впливає на його підсумкову твердість і фазовий склад. Наведене підтверджується мікроструктурними дослідженнями.

У вихідному стані чавун марки ЧХ1 має ферито-перлітну основу (рис. 2).

Мікроструктура основи є нерівномірною та складається з пластинчастого перліту та фериту. Дисперсність перліту в структурі може відповідати ПД1,0 та ПД1,4 за шкалою 8.

Висока якість при відновленні поверхонь, які працюють за значних абразивних впливів, забезпечується порошковим дротом марки SK A43-O [2, 17]. Наплавлені шари такого сплаву зберігають

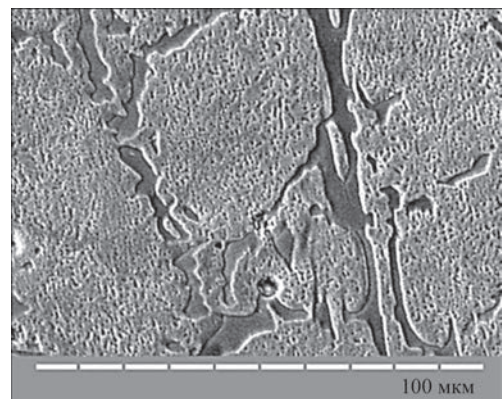


Рис. 2. Мікроструктура чавуну ЧХ1, ×500

Таблиця 2. Фактичний хімічний склад і твердість основного та наплавленого металу (експериментальні дані)

Назва зразка	Хімічний склад наплавленого металу, мас. %								Твердість, HRC
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	інші	
Основний метал, чавун ЧХ1	3,1	0,44	2,79	0,096	0,093	0,55	0,24	0,06Cu	20...22
Наплавлення, SK-A43-O	4,80	0,354	1,96	0,028	0,013	15,77	0,128	6,53Nb 0,06Cu	58...60
Наплавлення, ВЕЛТЕК Н-590	0,93	0,437	3,0	0,038	0,030	6,99	0,08	0,02Cu	54...57
Наплавлення, ВЕЛТЕК Н-290	0,69	0,462	0,75	0,028	0,030	0,57	0,260	0,32Mo 0,02Cu	30...32
Наплавлення, Supershield CrC	4,24	1,385	0,68	0,026	0,017	19,22	0,105	0,06Cu	54...56

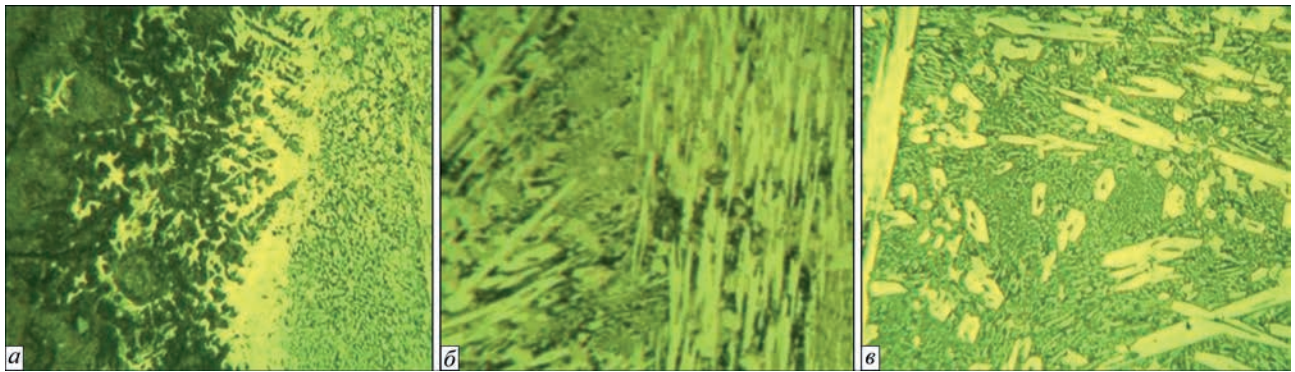


Рис. 3. Мікроструктура наплавлених шарів порошковим дротом марки SK A43-O: *a* – зона сплавлення першого шару з основним металом, $\times 400$; *b* – зона сплавлення між першим і другим шаром, $\times 500$; *c* – другого шару, $\times 500$

свої механічні властивості при робочих температурах до 450 °С. У межах даної роботи проводилося наплавлення зношеної поверхні двома шарами заввишки до 4 мм кожен. Мікроструктуру металу, наплавленого порошковим дротом марки SK A43-O, показано на рис. 3.

Метал у зоні сплавлення першого шару з основою, першого з другим та другого шару щільний, без дефектів (рис. 3). Структурні складові наплавленого металу ідентифікувалися за морфологічними ознаками. Мікроструктура металу нижнього шару складається з аустеніто-хромистокарбідної евтектики, різно-орієнтованих тригональних карбідів хрому, карбідів ніобію (рис. 3, *a, б*). Крім того, спостерігається розпад аустеніту основи. Метал верхнього шару за фазовим складом подібний до нижнього: він містить карбіди хрому аналогічної конфігурації в аустенітній основі, евтектику та карбіди ніобію (рис. 3, *в*). Скупчення останніх у верхньому шарі є більш виразними, тоді як у нижньому їх розподіл рівномірний і дисперсний. Скупчення карбідів ніобію у верхньому шарі більш виразні, у нижньому їхній розподіл більш рівномірний, дисперсний.

До особливостей отриманих шарів також можна віднести прогнозованість структури сплаву, яка складається з аустенітної матриці та карбідів ніобію, чим пояснюється високе значення твердості.

Мікроструктуру шарів, наплавлених порошковим дротом марки ВЕЛТЕК Н-590, показано на рис. 4.

Сплав металу наплавлення між шарами та з металом основи щільний (рис. 4). Мікроструктура металу нижнього шару є неоднорідною та складається з дендритів зі структурами розпаду аустеніту й розірваної карбідної сітки, яка розташована поміж дендритним простором, аустеніту, троститу та мартенситу (рис. 4, *a, б*). Мікроструктура металу верхнього шару складається з мартенситу, залишкового аустеніту, троститу та сорбіту (рис. 4, *в*). Крім того, біля поверхні наплавлення в мікроструктурі спостерігається розірвана карбідна сітка.

Застосування дроту ВЕЛТЕК Н-290 забезпечило формування структури, фазовий склад якої змінюється від ледебуритної з компактними вкрапленнями карбідів хрому зі сторони зони сплавлення до ферито-перлітної з тими ж карбідами у вигляді різно-орієнтованих подовжених променів просторової зірки у зовнішньому шарі нанесеного металу (рис. 5).

Слід зазначити високу дисперсність виділень карбідів хрому, які досить рівномірно розподілені поблизу зони сплавлення (рис. 5, *a*), що спричинено значними швидкостями охолодження та обмеженим часом для зростання структурних складових на стадії твердіння розплаву. При віддаленні від лінії сплавлення на 1,2 мм (рис. 5, *б*) фіксується збільшення у 5...6 разів розмірів і кількості карбідних включень.

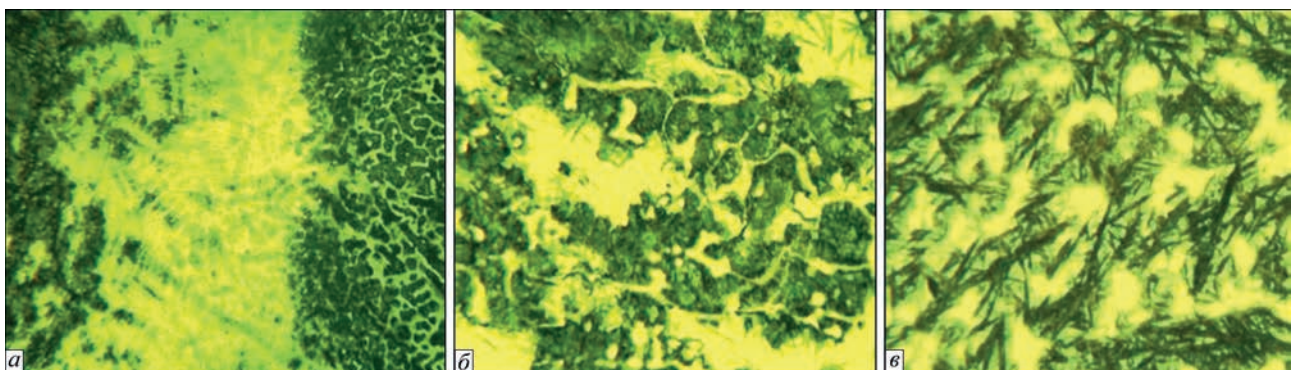


Рис. 4. Мікроструктура шарів, наплавлених порошковим дротом марки ВЕЛТЕК Н-590: *a* – зона сплавлення першого шару з основним металом, $\times 600$; *b* – зона сплавлення між першим і другим шаром, $\times 800$; *c* – другого шару, $\times 800$

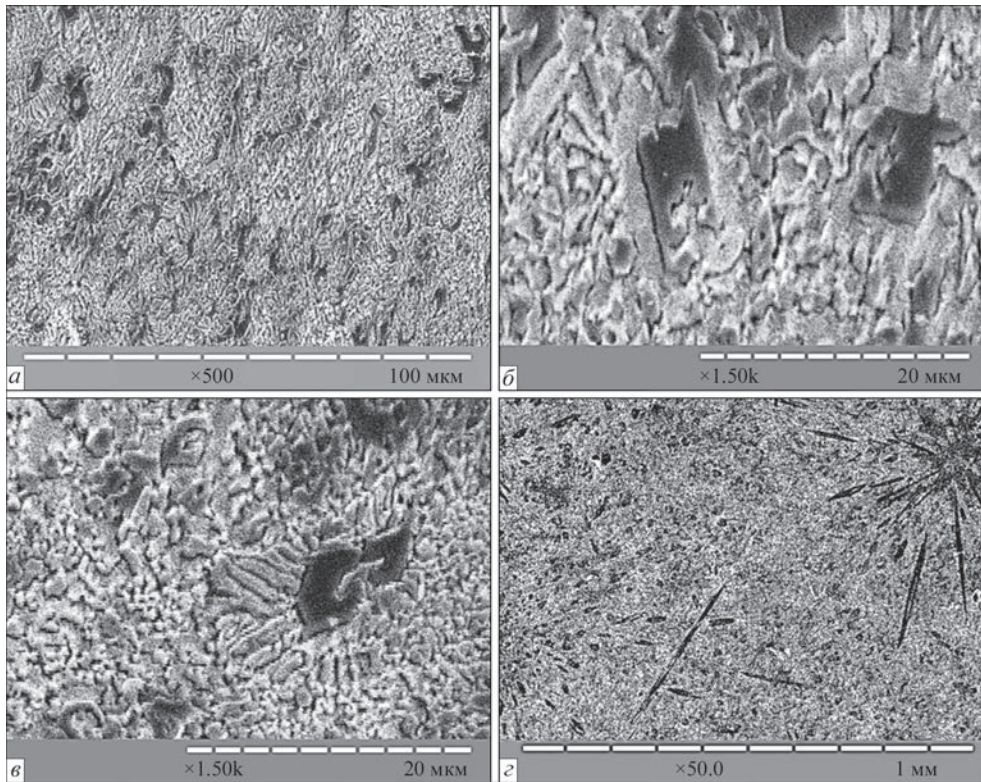


Рис. 5. Мікроструктура шарів, наплавлених порошковим дротом марки ВЕЛТЕК Н-290: *a* – на відстані 0,6 мм від лінії сплавлення першого шару з основним металом; *б* – те ж, на відстані 1,2 мм; *в* – на відстані 2,1 мм від поверхні другого шару; *г* – те ж, на відстані 1,4 мм

Навколо карбідів сформовано оторочку. Беручи до уваги вміст вуглецю, а також прискорені швидкості охолодження, що є характерними при дуговому зварюванні та наплавленні, карбіди зароджуються ще у рідкому аустеніті. На етапі первинної кристалізації у високотемпературній області (1800...2000 °С) розміри карбідів збільшуються. У процесі подальшого охолодження в найближчому оточенні аустеніту – через зменшувану дифузійну рухливість вуглецю – формуються нові дрібні карбіди. Подібні структури (дрібні частки твердої фази в матриці більш пластичної фази) не підлягають руйнуванню без попередньої пластичної деформації, що поглинає енергію статичних і ударних навантажень. Аустеніт, що знаходиться за межами дифузійної зони, поступово перетворюється на ледебурит.

Аналіз отриманих мікроструктур (рис. 5) показує, що сформована навколо карбідів пластична оторочка зі зменшеним вмістом вуглецю виконує роль демпфуючого прошарку. Це підтверджується відсутністю мікротріщин та осередків руйнування у досліджених зразках, на відміну від крихких високовуглецевих структур. Така морфологія забезпечує релаксацію пікових статичних та ударних навантажень на межі «карбід–матриця», що підвищує загальну тріщиностійкість наплавленого металу та запобігає його передчасному викриванню в умовах динамічного впливу бісеру.

Ймовірно, що присутність у розчині молібдену може сприяти збільшенню кількості осередків для формування цементитних карбідів. При подальшому віддаленні від лінії сплавлення, завдяки збільшенню тривалості знаходження металу в рідкому стані, карбіди набувають подовженої форми більшого розміру, з довільною орієнтацією в об'ємі. З наближенням до поверхні фіксуються тонкі різноорієнтовані карбіди та частково компактні, які за розмірами не менше ніж у двічі поступаються розташованим поблизу зони сплавлення (рис. 5, *в*, *г*).

При детальному розгляді середньої частини нанесеного шару виявляється віялоподібна форма фіксації феритно-перлітної суміші, ймовірно під

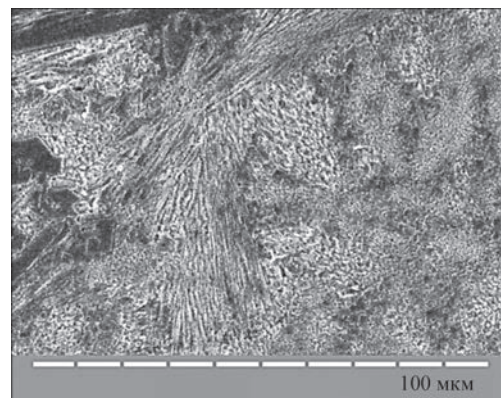


Рис. 6. Мікроструктура шарів, наплавлених порошковим дротом марки ВЕЛТЕК Н-290, на відстані 2,1 мм від поверхні другого шару, $\times 500$

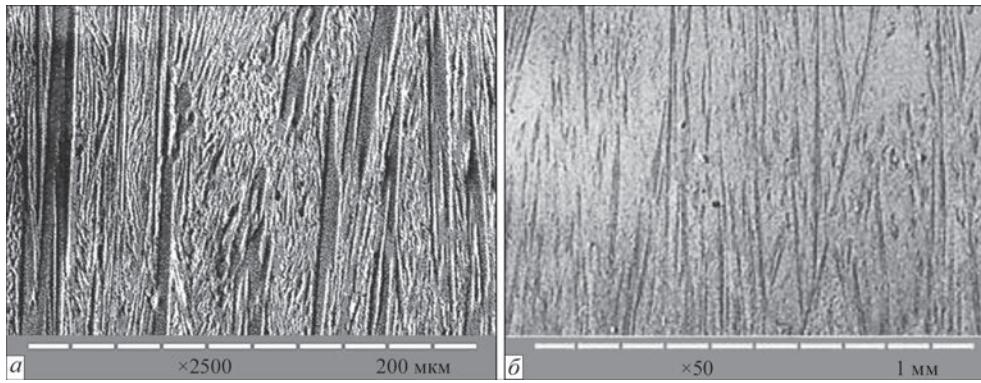


Рис. 7. Мікроструктура шарів, наплавлених порошковим дротом марки Supershield CrC: *a* – на відстані 0,6 мм від лінії сплавлення першого шару з основним металом; *б* – на відстані 1,0 мм від поверхні другого шару

Таблиця 3. Втрата маси Δm сегментами після однакового терміну експлуатації

Марка застосованого дроту	Твердість наплавленого шару, HRC	Δm , г, при орієнтуванні валиків	
		по колу	по радіусу
SK A43-O	58...60	112	76
ВЕЛТЕК Н-590	54...57	123	81
ВЕЛТЕК Н-290	30...32	186	104
Supershield CrC	54...56	110	77,5

впливом дії електромагнітних і динамічних сил рухомого дугового джерела нагріву (рис. 6).

Шар, що виконувався з використанням дроту Supershield CrC, має характерну для заевтектичного чавуну цементитно-ледебуритну структуру (рис. 7). Карбіди хрому стали визначальною фазою при первинній кристалізації. Залишковий аустеніт у процесі подальшого охолодження перетворився на ледебурит за відомим механізмом. Карбіди хрому, які мають сильно подовжену форму, орієнтовані перпендикулярно до лінії сплавлення.

Незважаючи на зміни, що характеризують наплавлений на зразки з чавуну ЧХ1 обраними дротами метал, сформована мікроструктура отриманих шарів (рис. 3–7) фактично відповідає обраним стратегіям захисту, забезпечуючи або жорсткий карбідний каркас, або пластичну матрицю, що дозволяє детально дослідити їхню поведінку в умовах експлуатації.

Сегменти, відновлені із застосуванням розглянутих порошкових дротів, були встановлені до млинів для продовження експлуатації в умовах ТОВ «ЗІП». Як впливає з проведених замірів маси сегментів після їхньої роботи впродовж 219 год (у період 10.04. – 17.09.2025, між черговими перевалками), пропорційної залежності між твердістю нанесених шарів і стійкістю останніх до зносу не спостерігається (табл. 3).

Дослідженню підлягала й оригінальна деталь – сегмент, який не піддавався відновленню та мав знос, що не перевищував критичних значень на момент перевалки. Втрата маси Δm оригінального сегмента склала 237 г. Найкращу зносостійкість (мінімальна втрата маси) продемонстрували зразки, наплавлені дротами SK A43-O та Supershield CrC при орієнтації «по радіусу», незважаючи на те, що їхня фактична твердість (табл. 2) нижча за типову (табл. 1). Це підтверджує, що при комбінованому зносі вирішальну роль відіграє мікроструктура – зокрема, об’ємна частка, тип і дисперсність твердих карбідних фаз (NbC та CrC), які ефективно протистоять абразивному впливу.

Слід акцентувати, що на втрату маси Δm відновлених сегментів також відчутний вплив чинить орієнтування валиків (рис. 8): накладання їх по колу, тобто перпендикулярно до вектора руйнування мета-

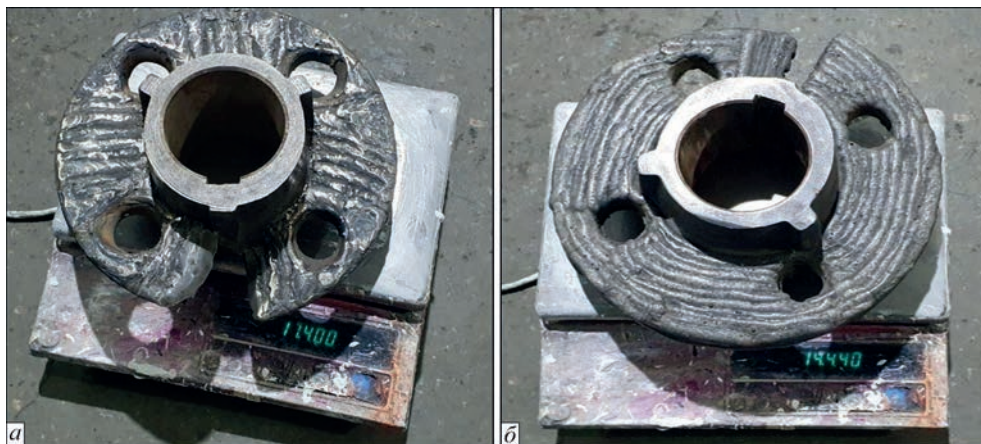


Рис. 8. Відновлені сегменти з різною орієнтацією валиків: *a* – по радіусу; *б* – по колу

лу та напрямку хвильового профілю, що формується під час зношування, спричиняє більше руйнування поверхневого шару (відновлена поверхня після наплавлення механічній обробці не піддавалася).

Комплексний аналіз отриманих результатів дозволив сформувавши раціональну технологію відновлення та зміцнення сегментів, що містить наступну послідовність операцій: механічне очищення робочих поверхонь, попередній підігрів до 400...450 °С, двошарове дугове наплавлення за визначеними режимами. З огляду на експлуатаційні показники (табл. 3), найдоцільнішим елементом цієї технології є застосування порошкового дроту марки ВЕЛТЕК Н-590 з радіальною орієнтацією наплавочних валиків. Таке рішення є економічно обґрунтованим через помірне легування матеріалу та забезпечує майже триразове підвищення зносостійкості порівняно з оригінальними деталями.

Висновки

1. Розроблено раціональну технологію відновного наплавлення сегментів черв'ячного валу бісерного млина, яка базується на використанні порошкових дротів, що формують у нанесених шарах жорсткий карбідний каркас або пластичну матрицю для протидії комбінованому зносу. Ключовим параметром технології, який визначає ресурс деталі, є радіальна орієнтація валиків (перпендикулярно до напрямку формування хвильового профілю зносу), що мінімізує ерозійне вимивання металу вздовж міжваликових зон.

2. Експериментально підтверджено, що застосування розробленої технології з використанням порошкового дроту ВЕЛТЕК Н-590 забезпечує зниження втрати маси відновленого сегмента майже у 3 рази в порівнянні зі зносом нової деталі впродовж аналогічного терміну експлуатації. Це дозволяє рекомендувати дану марку дроту як раціональну за співвідношенням «вартість–зносостійкість».

3. На основі металографічного аналізу встановлено, що комплексне легування елементами-карбідоутворювачами (Cr, Nb, Mo) забезпечує гетерогенне зародження фаз із різною термодинамічною стабільністю. Це призводить до значного рафінування (подрібнення) структури та формування різно-орієнтованих карбідних скупчень у вигляді просторових зірок і віялоподібних включень, що підвищує загальну стійкість шару до направленої динамічного впливу абразиву.

4. Встановлено, що при зниженій концентрації вуглецю в наплавленому металі навколо карбідних включень формуються пластичні оторочки – знеуглецьовані зони, зміцнені дисперсними вторинними карбідами. Зафіксована відсутність

мікротріщин та осередків викришування у таких структурах доводить їхню здатність релаксувати пікові напруження та блокувати розвиток руйнування при значних контактних навантаженнях.

Список літератури

1. Tanaka, H., Ochii, Y., Moroto, Y., Ibaraki, T., Ogawara, K. (2021) Development of novel bead milling technology with less metal contamination by pH optimization of the suspension medium. *Chemical and Pharmaceutical Bulletin*, 69(1), 81–85. DOI: <https://doi.org/10.1248/cpb.c20-00623>
2. Герасимов В.В., Плітченко С.О., Перемітько В.В., Матяж І.О. (2024) Особливості зносу та перспективи відновлення сегмента черв'ячного шнека бісерного млина. *Збірник наукових праць Дніпровського державного технічного університету (технічні науки)*, 1(44), 65–72. DOI: <https://doi.org/10.31319/2519-2884.44.2024.8>
3. Рябцев И.А., Сенченко И.К. (2013) *Теория и практика наплавочных работ*. Київ, Екотехнологія.
4. Dametew, A.W. (2015) Experimental investigation on weld ability of cast iron. *Science Discovery*, 3(6), 71–75. DOI: <https://doi.org/10.11648/j.sd.20150306.15>
5. Брыков М.Н., Ефременко В.Г., Ефременко А.В. (2014) *Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании: Научное издание*. Херсон, Гринь Д.С.
6. Correa, E.O., Alcántara, N.G., Tecco, D.G., Kumar, R.V. (2007) The relationship between the microstructure and abrasive resistance of a hardfacing alloy in the Fe-Cr-C-Nb-V system. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38, 1671–1680. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-007-9220-8>
7. Colaço, F.H.G., Souto, A.H.R., Stryhalski, J., et al. (2023) Dry sliding wear resistance of Fe-Cr-C hardfacing deposited by flux-core-double-wire GTAW. *Materials Research*, 26, e20220600. DOI: <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2022-0600>
8. Balos, S., Labus, Zlatanović D., Janjatić, P. et al. (2025) Microstructure, hardness, and wear behavior of layers obtained by electric arc hardfacing processes. *Materials*, 18(2), 299. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma18020299>
9. Ngo, H.K.L., Yamamoto, K., Okuyama, T. et al. (2025) Influence of heat treatment on erosive wear resistance of high Cr cast irons. *International J. of Metalcasting*, 19, 1281–1294. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40962-024-01446-x>
10. Федоров Г.С., Ямшинський М.М., Платонов С.О., Кузьменко А.Ю., Радченко К.С. (2009) Підвищення гідроабразивної зносостійкості високолегованого білого чавуну. *Наукові вісті НТУУ «КПІ»*, 1, 95–99.
11. Luo, C., Gu, J. (2023) Surface properties and cavitation erosion resistance of cast iron subjected to laser cavitation treatment. *Metals*, 13(10), 1793. DOI: <https://doi.org/10.3390/met13101793>
12. Перемітько В.В., Носов Д.Г., Сухомлин В.І., Коломоєць І.В. (2025) *Наплавлений метал: керування складом, будовою та властивостями: монографія*. Кам'янське, ДДТУ.
13. https://prompostavka.in.ua/ua/p1915023875-samozaschitnaya-poroshkovaya-provoloka.html?srsltid=AfmBOorzJINb5k9OtgH0ehY1OFUUigD3g9QxZUnpesM51-https://weldtech-group.com/eng/WELTEC_H590
14. https://weldtech-group.com/eng/WELTEC_H290
15. <https://arcweldingservice.com/content/file/product/0618201592453211.pdf>
16. Peremitko, V.V., Plitchenko, S.O., Herasimov, V.V., Yermak, D.A., Ocheretko, S.O. (2025) Features of wear and restoration of worm screw segments in a bead mill. *Тези доп. конф. «Зварювання та споріднені технології для відновлення України»*, 27 листопада 2025, Київ, с. 92.

References

1. Tanaka, H., Ochii, Y., Moroto, Y., Ibaraki, T., Ogawara, K. (2021) Development of novel bead milling technology with less metal contamination by pH optimization of the suspension medium. *Chemical and Pharmaceutical Bulletin*, 69(1), 81–85. DOI: <https://doi.org/10.1248/cpb.c20-00623>

2. Herasimov, V.V., Plitchenko, S.O., Peremitko, V.V., Matyazh, I.O. (2024) Features of wear and prospects for restoration of the worn auger segment of a bead mill. *Zbirnyk Naukovykh Prats Dniprovskoho Derzhavnoho Tekhnichnoho Universytetu (Tekhnichni Nauky)*, 1(44), 65–72 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.31319/2519-2884.44.2024.8>
3. Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K. (2013) *Theory and practice of surfacing works*. Kyiv, Ekotekhnologiya [in Russian].
4. Dametew, A.W. (2015) Experimental investigation on weld ability of cast iron. *Science Discovery*, 3(6), 71–75. DOI: <https://doi.org/10.11648/j.sd.20150306.15>
5. Brykov, M.N., Efremenko, V.G., Efremenko, A.V. (2014) *Wear resistance of steels and cast irons under abrasive wear: Scientific publication*. Kherson, Grin D.S. [in Russian].
6. Correa, E.O., Alcântara, N.G., Tecco, D.G., Kumar, R.V. (2007) The relationship between the microstructure and abrasive resistance of a hardfacing alloy in the Fe-Cr-C-Nb-V system. *Metallurgical and Materials Transact. A*, 38, 1671–1680. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-007-9220-8>
7. Colaço, F.H.G., Souto, A.H.R., Stryhalski, J. et al. (2023) Dry sliding wear resistance of Fe-Cr-C hardfacing deposited by flux-core-double-wire GTAW. *Materials Research*, 26, e20220600. DOI: <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2022-0600>
8. Balos, S., Labus, Zlatanović D., Janjatović, P. et al. (2025) Microstructure, hardness, and wear behavior of layers obtained by electric arc hardfacing processes. *Materials*, 18(2), 299. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma18020299>
9. Ngo, H.K.L., Yamamoto, K., Okuyama, T. et al. (2025) Influence of heat treatment on erosive wear resistance of high Cr cast irons. *Intern. J. of Metalcasting*, 19, 1281–1294. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40962-024-01446-x>
10. Fedorov, G.E., Yamshynskiy, M.M., Platonov, E.O., Kuzmenko, A.Yu., Radchenko, K.S. (2009) Increasing the hydro-abrasive wear resistance of high-alloy white cast iron. *Naukovi Visti NTUU KPI*, 1, 95–99 [in Ukrainian].
11. Luo, C., Gu, J. (2023) Surface properties and cavitation erosion resistance of cast iron subjected to laser cavitation treatment. *Metals*, 13(10), 1793. DOI: <https://doi.org/10.3390/met13101793>
12. Peremitko, V.V., Nosov, D.G., Sukhomlyn, V.I., Kolomojets, I.V. (2025) *Deposited metal: control of composition, structure and properties: Monograph*. Kamianske, DDTU [in Ukrainian].
13. https://prompostavka.in.ua/ua/p1915023875-samozaschitnaya-poroshkovaya-provoloka.html?srsltid=AffmBOorzJINb5k9OtqH0ehY1OFUUigD3g9QxZUnpesM51-https://weldtech-group.com/eng/WELTEC_H590https://weldtech-group.com/eng/WELTEC_H290https://arcweldingservice.com/content/file/product/0618201592453211.pdf
14. https://weldtech-group.com/eng/WELTEC_H590
15. https://weldtech-group.com/eng/WELTEC_H290
16. <https://arcweldingservice.com/content/file/product/0618201592453211.pdf>
17. Peremitko, V.V., Plitchenko, S.O., Herasimov, V.V., Yermak, D.A., Ocheretko, S.O. (2025) Features of wear and restoration of worm screw segments in a bead mill. In: *Abstracts of papers of Conf. on Welding and Related Technologies for the Restoration of Ukraine*. Kyiv, Nov. 27, 2025. Ed. by O.T. Zel-nichenko. Kyiv, PWI Publishing House, 92 [in Ukrainian].

ARC SURFACING OF BEAD MILL SCREW SEGMENTS

V.V. Peremitko, S.O. Plitchenko, V.V. Gerasimov, V.I. Sukhomlyn, O.S. Ocheretko

Dniprovsky State Technical University. 2 Dniprobudivs'ka Str., 251918, Kamianske, Ukraine. E-mail: vperemitko@dstu.dp.ua

The research is aimed at developing a rational technology for restoring worn-out sections of the working surfaces of MT-140 bead mill screw segments and increasing their operational life. Worn segments made of ChKh1 grade gray chromium cast iron served as the research material. For restoration, the technology of arc hardfacing with flux-cored wires of SK A43-O, VELTEK N-590, VELTEK N-290, and Supershield CrC grades was applied. Hardfacing was performed in two layers with different bead orientations using a Lorch Micormig 350A semi-automatic welding machine at $I = 200$ A and $U = 30$ V, with pre-heating to 400...450 °C. The best wear resistance values are demonstrated by high-alloy wires SK A43-O and Supershield CrC due to the formation of a significant fraction of hard chromium and niobium carbides. It was confirmed that no proportional relationship between the hardness of the hardfaced layers and their wear resistance is observed. It has been established that the orientation of the surfacing rollers along the segment radius affects the wear intensity of the working surface of the part. For the restorative surfacing of segments, it is proposed to use flux-cored wires, which ensure the formation of either a hard carbide framework or a plastic matrix in the deposited layers, which are capable of providing increased resistance to combined cavitation and hydroabrasive impact. 17 Ref., 3 Tabl., 8 Fig.

Keywords: bead mill, segments, ChKh1 cast iron, hydroabrasive and cavitation wear, recovery, flux cored wires, carbide frame, plastic matrix, mass loss

ORCID

Перемітько В.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9032-6116>, Плітченко С.О. – <https://orcid.org/0000-0002-0613-2544>,

Герасімов В.В. – <https://orcid.org/0009-0007-0391-7200>, Сухомлин В.І. – <https://orcid.org/0000-0002-3673-1353>,

Очеретко О.С. – <https://orcid.org/0009-0008-1837-3768>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛІСТУВАННЯ

В.В. Перемітько

Дніпровський державний технічний університет. 51918, м. Кам'янське, вул. Дніпробудівська, 2.

E-mail: vperemitko@dstu.dp.ua

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

В.В. Перемітько, С.О. Плітченко, В.В. Герасімов, В.І. Сухомлин, О.С. Очеретко (2026) Дугове наплавлення черв'ячного шнека бісерного млина. *Автоматичне зварювання*, 03, 34–41. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.03.05>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 15.12.2025

Отримано у переглянутому вигляді 09.03.2026

Підписано до друку 14.05.2026

Оприлюднено 20.05.2026

ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕРМОДЕФОРМАЦІЙНИХ ПРОЦЕСІВ ПРИ ЗВАРЮВАННІ ТЕРТЯМ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

І.В. Зяхор, А.М. Левчук

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: zyakhor2@ukr.net

При впровадженні нових конструкцій авіаційних газотурбінних двигунів актуальним є розроблення технологій твердофазного з'єднання жароміцних нікелевих сплавів у одно- та різнорідному сполученнях. У роботі досліджували процеси контактної взаємодії на початкових стадіях процесу зварювання тертям (ЗТ) ливарного лопаточного сплаву ВЖЛ12У з кованим дисковим сплавом ЕІ698ВД. Експерименти по ЗТ проводили на зразках сплавів, виготовлених ПАТ «Мотор Січ». Для дослідження контактної взаємодії на початкових стадіях (до початку процесу осадки заготовок) виконували зупинку процесу ЗТ за різними варіантами і проводили аналіз поверхні заготовок. Встановлено, що процеси контактної взаємодії до початку осадки заготовок характеризуються «вибуховим» руйнуванням фрикційних зв'язків, наявністю виплесків металу, що розходяться у радіальному напрямку. Температура металу у зоні контактної взаємодії перевищує значення температури плавлення, принаймні сплаву ВЖЛ12У. У центральній частині перерізу заготовок процес ЗТ супроводжується глибинним вириванням і перемішуванням елементів структури, а для периферійних ділянок характерним є руйнування металевих зв'язків по поверхні тертя, яка зміщується у більш легований сплав ВЖЛ12У. У зоні контактної взаємодії утворюється перехідний прошарок, ширина якого змінюється по перерізу заготовок і становить від 30 до 450 мкм. Показано, що на початковій стадії процесу ЗТ, принаймні до початку процесу осадки заготовок, не досягається ізоляція зони контакту заготовок від взаємодії з навколишнім середовищем. Визначено умови для мінімізації несприятливих фазових перетворень у зварному з'єднанні сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД при ЗТ: застосування високих значень тиску, принаймні на заключній стадії гальмування обертання, тривалість якої повинна бути достатньою для витіснення перехідного прошарку за межі перерізу заготовок. Бібліогр. 20, табл. 2, рис. 12.

Ключові слова: жароміцні нікелеві сплави, зварювання тертям, з'єднання, термічний цикл, мікроструктура, γ' -фаза, мікротвердість

Вступ. При впровадженні нових конструкцій авіаційних газотурбінних двигунів (ГТД) актуальним є розроблення технологій зварювання жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) у одно- та різнорідному сполученнях. Багатокомпонентність легування та різноманітність структурних складових ЖНС [1, 2] обумовлюють складність їх зварювання. При способах зварювання плавленням можливе утворення різноманітних дефектів, зокрема тріщин – кристалізаційних, ліквідаційних, термічних (тріщин провалу пластичності) [3].

Для вітчизняних розробників та виробників авіаційних ГТД (ДП «Івченко-Прогрес», ПАТ «Мотор Січ») при створенні двигунів нового покоління актуальним є застосування в конструкції ГТД зварних моноколіс («блісків») турбіни. Це обумовлює необхідність нероз'ємного з'єднання лопаток з дисками і актуальність розроблення ефективних технологій зварювання високолегованих литих ЖНС із середньолегованими кованими сплавами.

Для забезпечення якісного з'єднання ЖНС провідні світові виробники ГТД використовують способи твердофазного з'єднання, зокрема, зварювання тертям (ЗТ) [4]. Основні різновиди ЗТ – обертанням (конвенційне, інерційне, комбіноване), орбітальне,

лінійне [5–7]. Проблеми ЗТ високолегованих ЖНС [8–12] обумовлені специфічними теплофізичними характеристиками та значним опором пластичній деформації практично до температури солідус, широким температурним інтервалам крихкості, а при зварюванні ЖНС у різнорідному поєднанні – нерівномірністю процесів нагріву та деформації, можливістю утворення у зоні з'єднання перехідного прошарку змінного хімічного складу [13–15].

Аналіз літературних джерел показує, що формування бездефектних з'єднань ЖНС при ЗТ досягається за умови забезпечення в процесі нагрівання достатніх величин тиску і потужності тепловиділення, при яких відбувається пластифікація металу в зоні контакту і деформація заготовок [15–17]. При цьому забезпечується видалення із зони контакту за межі перерізу заготовок поверхневих оксидів, прошарків із змінним хімічним складом.

При дослідженні процесу ЗТ високолегованих ЖНС дискусійним питанням є можливість утворення в процесі нагрівання ділянок у рідкому або твердо-рідкому стані. Наявність розплаву на будь-якій стадії процесу ЗТ може викликати ліквідаційні процеси у зоні контакту та схильність до утворення тріщин у зварному з'єднанні. Традиційно вважається, що ЗТ є твердофазним процесом формування з'єднань металевих матеріалів, при якому не спостерігається досягнення температури плав-

лення сплавів, що зварюються. Результатами досліджень [11, 12, 15] встановлено, що при лінійному ЗТ сплаву IN738 у однорідному сполученні та сплавів IN738 з CMSX 486 спостерігається міжзеренна ліквіація в результаті нерівноважної фазової реакції між частинками γ' -фази і навколишньою γ -матрицею. При металографічних дослідженнях з'єднань, виконаних лінійним ЗТ, міжзеренна ліквіація виявляється за наявності ділянок повторної кристалізації евтектики $\gamma' - \gamma$, які утворюються із залишкової рідини при охолодженні з'єднання. Наявність ліквіації елементів і утворення оксидних плівок у зоні з'єднань негативно впливає на їхні механічні властивості. Показано, що оксиди утворюються внаслідок локального окиснення ділянок у рідкому стані, що утворюються на контактуючих поверхнях сплавів у процесі лінійного ЗТ.

Можливість досягнення температури плавлення в зоні контакту на початковій стадії процесу ЗТ сплаву EI698ВД була встановлена розрахунковим шляхом у [16]. При дослідженні процесів нагрівання, деформації та формування структури з'єднань при ЗТ сплавів EP741HP і ВЖЛ12У встановлено аномальний ступінчастий характер процесу осадки заготовок, який супроводжувався викидом із зони контакту часток металу у твердо-рідкому стані [17]. У [18] встановлена можливість при ЗТ сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД перевищення температури початку плавлення ($T_{\text{солидус}}$) сплаву ВЖЛ12У, принаймні у периферійній частині перерізу заготовок.

Температурний режим формування з'єднань ЖНС при ЗТ, імовірно утворення ділянок у рідкому або твердо-рідкому стані та їх окиснення у процесі нагрівання, ліквіація легуючих елементів, осадження плівкових включень карбідних фаз в зоні контакту обумовлює формування у зварних з'єднаннях ділянок з низькими показниками міцності, пластичності, жароміцності та схильності до утворення тріщин.

Можливість мінімізації вказаних явищ і розроблення технологічних шляхів для витіснення де-

фектних ділянок за межі перерізу заготовок є факторами, які визначають можливість забезпечення заданих показників механічних властивостей та експлуатаційної надійності зварних вузлів ГТД. Оскільки механізми структуроутворення ЖНС при різних технологічних схемах ЗТ ідентичні [4, 7], то закономірності, виявлені при ЗТ обертанням, актуальні при розробленні технологій інших різновидів ЗТ.

Для заміни технології лінійного ЗТ лопаток з диском (рис. 1, а), яка використовується закордонними компаніями-виробниками авіаційних ГТД, в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України запропоновано технологію ЗТ ступиці диска з деформованого ЖНС із суцільнолитим ободом з лопатками із ливарного сплаву (рис. 1, б). Така технологічна схема передбачає ЗТ обертанням по конусній поверхні контакту заготовок, у процесі, якого тиск при нагріванні поступово збільшують від 0 до заданого значення, а прикладення підвищеного тиску проковки виконують у процесі поступового гальмування обертання заготовок. Актуальними є проведення досліджень процесу ЗТ на початкових стадіях процесу нагрівання, встановлення закономірностей контактної взаємодії поверхневих шарів заготовок, що зварюються, оцінка термічних циклів ЗТ, визначення структурних та фазових перетворень металу у зоні з'єднань ЖНС, які використовують вітчизняні виробники авіаційних ГТД.

Мета роботи – встановлення закономірностей процесу ЗТ сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД на початкових стадіях процесу нагрівання при різних значеннях параметрів режиму ЗТ, визначення технологічних шляхів формування бездефектних з'єднань для розроблення ефективної технології ЗТ деталей моноколеса турбіни авіаційних ГТД.

Об'єкт дослідження – зварне моноколесо турбіни авіаційного ГТД.

Предмет дослідження – закономірності формування структури з'єднання при ЗТ литого лопаточ-

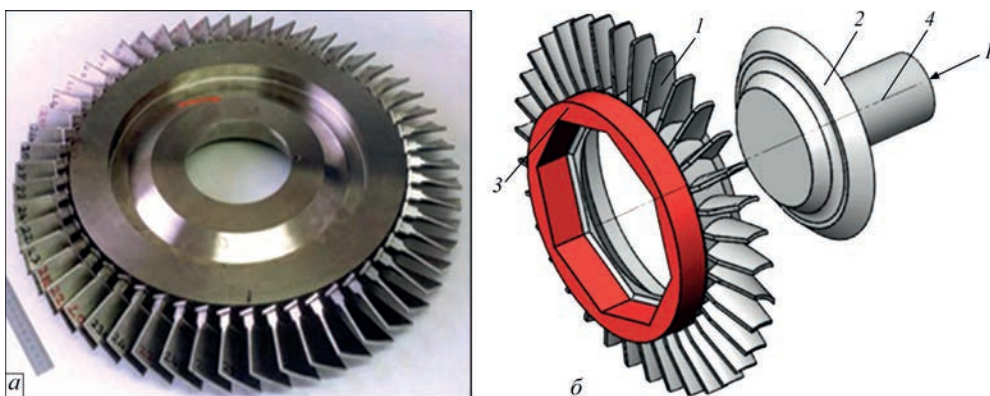


Рис. 1. Моноколесо («бліск»), виготовлене із застосуванням лінійного ЗТ (а), перспективна схема виготовлення моноколеса (б) турбіни ГТД ЗТ литого ободу 1 з лопатками із сплаву ВЖЛ12У і кованим диском 2 із сплаву EI698ВД (оснащення 3 і 4 обода і диска для передачі крутного моменту і осьового зусилля P видаляється механічною обробкою після ЗТ)

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваних сплавів

Сплав	Масова частка, %												
	Ni	Cr	Ti	Al	W	Mo	Nb	Co	V	Mn	Si	Hf	C
EI698ВД	Осн.	14,4	2,74	1,69	0,05	2,98	2,04	-	0,05	0,08	0,20	-	0,05
ВЖЛ12У	Осн.	9,7	4,5	5,4	1,4	3,1	0,8	14,0	0,8	0,01	0,03	-	0,18

Таблиця 2. Деякі фазові характеристики досліджуваних сплавів

Сплав	Загальна кількість γ' -фази, %	Температура солідус $T_{\text{солідус}}$, °C	Температурна межа розчинення γ' -фази $T_{\text{розч.}}$, °C	Температура деформації, °C		Здатність до гарячої пластичної деформації
				Початок	Кінець	
EI698ВД	25,0	1320	1030	1160	1000	хороша
ВЖЛ12У	65,0	1273	1220	-	-	дуже погана

ного сплаву ВЖЛ12У з кованим дисковим сплавом EI698ВД.

Методика досліджень. Експериментальні дослідження по ЗТ проводили на стандартних зразках сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД діаметром 13 мм і 24 мм, виготовлених ПАТ «Мотор Січ». Стан поставки зразків сплаву EI698ВД – після триступеневої термічної обробки (ТО) згідно з технічними умовами: загартування від 1100 °C, витримка 8 год, загартування від 1000 °C, витримка 4 год, старіння 775 °C, витримка 16 год. Стан поставки зразків сплаву ВЖЛ12У – після двоступеневої ТО: гомогенізація при $T_{\text{н}} = 1210$ °C, витримка 4 год, старіння 950 °C, 16 год. У всіх випадках – охолодження на повітрі.

Хімічний склад та фазові характеристики сплавів наведено у табл. 1 і 2.

Дослідні зварювання проводили на лабораторних машинах МСТ2001 і СТ120, які забезпечують реалізацію різних циклограм ЗТ, що відповідають технологіям конвенційного, інерційного та комбінованого зварювання тертям [19]. Гідропривід машин забезпечує триступінчасту циклограму прикладення осьового зусилля «притирка» – «нагрівання» – «проковка» у діапазоні 5...120 кН (СТ120) і діапазоні 10...200 кН (МСТ2001). У процесі експериментів параметри процесу ЗТ встановлювали в межах: окружна швидкість $V = 1...2$ м/с, тиск при нагріванні $P_{\text{н}} = 50...200$ МПа, тиск проковки $P_{\text{пр}} = 200...500$ МПа, час нагрівання $t_{\text{н}} = 2...40$ с, час проковки $t_{\text{пр}} = 10$ с, час гальмування обертання $t_{\text{г}} = 0,2...3,0$ с.

Реєстрація параметрів режиму ЗТ здійснювалася за допомогою датчика тиску ADZ-SML-20.0-1, датчика контролю осадки SR18-25-S «Megatron». Геометрію зварних з'єднань, наявність дефектів визначали макро- і мікроскопічними дослідженнями шліфів. Оптичну та растрову електронну мікроскопію (РЕМ) виконували на шліфах, підготовлених з використанням хімічного, електролітичного методів виявлення структури. Дослідження мікроструктури проводили на світловому мікроскопі «Neophot-32» і ОЖЕ-мікрозонді JAMP-

9500F, «JEOL», мікрорентгеноспектральний аналіз (МРСА) – за допомогою аналізатора «INCA-450», «OXFORD INSTRUMENTS» з діаметром зонду близько 1 мкм. Вимірювання мікротвердості металу у зоні термічного впливу проводили на мікротвердомірі «LECO М-400» при навантаженні 1,0...5,0 Н.

Для дослідження контактної взаємодії на початкових стадіях (до початку процесу осадки заготовок) процесу ЗТ сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД (зразки діаметром 24 мм) проводили експерименти по ЗТ з швидким ($t_{\text{г}} = 0,2$ с) гальмуванням обертання за трьома варіантами: з одночасним зниженням тиску при нагріванні $P_{\text{н}}$ до нуля (варіант 1), без зниження тиску $P_{\text{н}}$ (варіант 2), з одночасним розведенням заготовок (варіант 3). Тиск при нагріванні становив $P_{\text{н}} = 150$ МПа, окружна швидкість $V = 1,0$ м/с, час нагрівання $t_{\text{н}} = 2, 3, 4, 5$ с. Варіант 4 передбачав виконання ЗТ при часі $t_{\text{н}} = 15$ с і гальмуванні обертання за час $t_{\text{г}} = 0,2$ с без зниження тиску $P_{\text{н}}$.

Для дослідження процесу нагрівання при ЗТ сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД проводили експерименти по вимірюванню температури поверхні зразків (зразки діаметром 13 мм) на різній відстані від зони контакту. Термопари закріплювали на заданій відстані від торцевої поверхні заготовки із сплаву ВЖЛ12У. Дослідження термічних циклів проводили для двох значень тиску при нагріванні $P_{\text{н1}} = 50$ МПа, $P_{\text{н2}} = 150$ МПа при окружній швидкості обертання $V = 2,0$ м/с. Температуру нагрівання у зоні контакту заготовок оцінювали методом інтерполяції експериментальних даних по експотенціальній залежності.

Результати досліджень, обговорення результатів. Фотографії торцевої поверхні зразків сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД після зупинки процесу ЗТ по варіанту 1 при різних значеннях часу нагрівання ($t_{\text{н}} = 2, 3, 4, 5$ с) наведено на рис. 2. Як видно, процес контактної взаємодії зразків починається у центральній частині перерізу заготовок. Характерним для всіх зразків, отриманих при різних значеннях $t_{\text{н}}$, є наявність виплесків металу, що розходяться у радіальному напрямку. Це дозволяє зробити висновок, що процеси контактної взаємодії на початкових стадіях ЗТ (до початку процесу осадки заготовок)



Рис. 2. Поверхні зразків після зупинки процесу ЗТ сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД: варіант 1 при часі нагрівання $t_{\text{н}} = 2$ с (а), 3 с (б), 4 с (в), 5 с (г)

характеризуються «вибуховим» руйнуванням фрикційних зв'язків, аналогічним такому, що має місце при контактному стиковому зварюванні оплавленням [20]. За даними мікрорентгеноспектрального аналізу (МРСА) хімічний склад виплесків металу відповідає складу основного металу сплаву ВЖЛ12У. Це свідчить, що температура металу у зоні контактної взаємодії може перевищувати значення температури плавлення $T_{\text{солідус}}$ (див. табл. 2) більш легovanого сплаву ВЖЛ12У, принаймні на локаль-

них ділянках перерізу заготовок, що зварюються. Швидкість нагрівання металу на цих ділянках може становити $(1 \dots 2) \cdot 10^3$ °C/с. У той же час, процес контактної взаємодії зразків у периферійних ділянках перерізу заготовок не починався.

Фотографії поверхні зразків сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД після зупинки процесу ЗТ по варіанту 2 наведено на рис. 3. Виплески металу пластично деформуються і спостерігаються у вигляді тонкого шару сплаву ВЖЛ12У, нанесеного на поверхню зразків

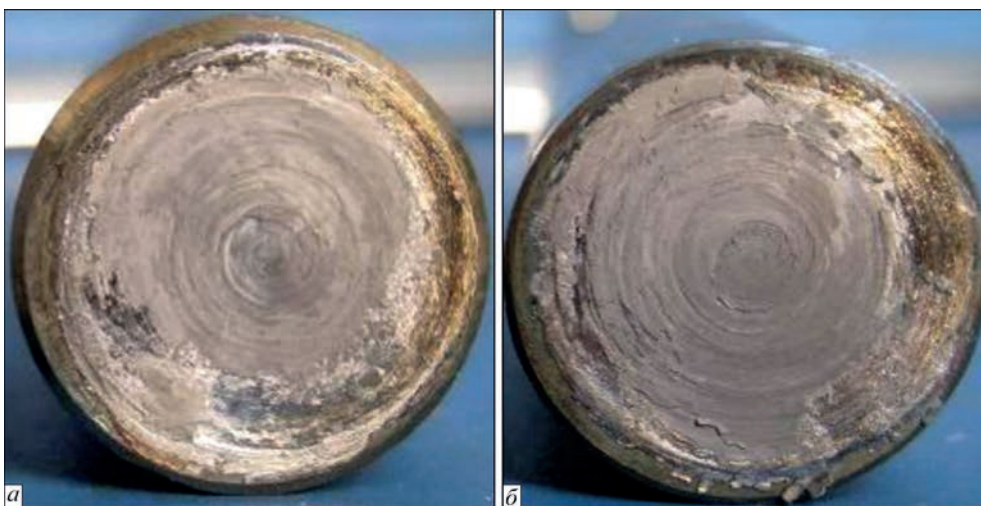


Рис. 3. Поверхні зразків після зупинки процесу ЗТ сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД: варіант 2 при часі нагрівання $t_{\text{н}} = 2$ с (а), 4 с (б)

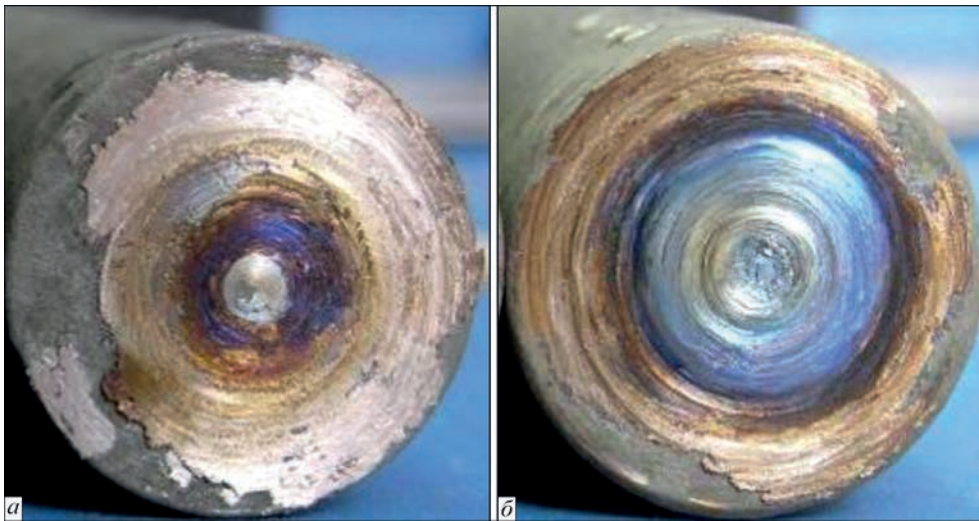


Рис. 4. Поверхні зразків після зупинки процесу ЗТ сплавів ВЖЛ12У та ЕІ698ВД: варіант 3 при часі нагрівання $t_{\text{н}} = 2$ с (а), 4 с (б)

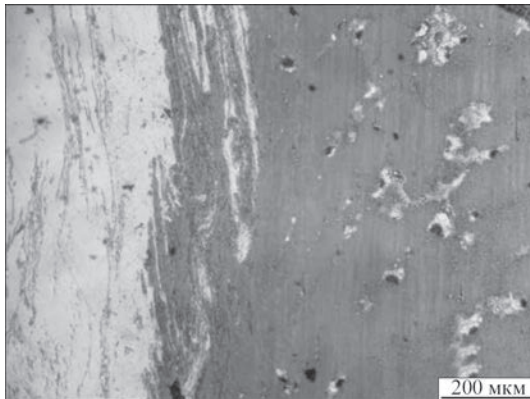


Рис. 5. Мікроструктура з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД після зупинки процесу ЗТ по варіанту 4

сплаву ЕІ698ВД, що свідчить про зміщення поверхні тертя у заготовку більш легovanого сплаву ВЖЛ12У, який має меншу теплопровідність. Як видно, ізоляція зони контакту у периферійній частині перерізу від взаємодії з навколишнім середовищем на початковій стадії процесу ЗТ не досягається, принаймні до початку процесу осадки заготовок. Аналогічні висновки можна зробити при аналізі поверхні зразків після зупинки процесу ЗТ по варіанту 3 (рис. 4).

Отже, процес ЗТ на початкових стадіях включає комплекс взаємозалежних явищ, зокрема, ін-

тенсивне локалізоване тепловиділення, безперервне утворення металевих зв'язків між заготовками і руйнування цих зв'язків внаслідок триваючого відносного руху поверхонь, майже миттєве нагрівання (до температури плавлення) малих об'ємів металу в умовах великого тиску, зміщення поверхні тертя у більш легovanий сплав. При аналізі мікроструктури зварного з'єднання, отриманого по варіанту 4 (рис. 5), видно, що у зоні з'єднання утворюється перехідний прошарок з частковим перемішуванням елементів структури сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД. Перехідний прошарок може містити плівки оксидів і адсорбованих газів, які перемішуються з основним металом сплавів і проникають на певну глибину від поверхні тертя. Для мінімізації формування структурної і хімічної неоднорідності у зоні з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД необхідно на заключній стадії процесу ЗТ забезпечити витіснення перехідного прошарку за межі перерізу заготовок.

Експериментальне дослідження термічних циклів ЗТ сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД проводили для значення окружної швидкості обертання $V = 2,0$ м/с та двох значень тиску при нагріванні: $P_{\text{н1}} = 50$ МПа, $P_{\text{н2}} = 150$ МПа. Результати досліджень для $P_{\text{н1}} = 50$ МПа

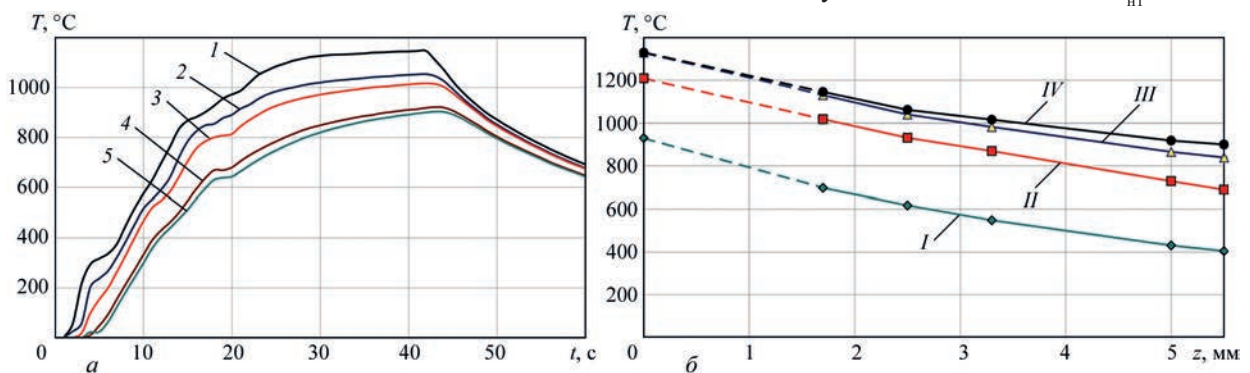


Рис. 6. Термічні цикли (а) ЗТ сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД при $P_{\text{н}} = 50$ МПа; $V = 2$ м/с; $t_{\text{н}} = 40$ с на відстані 1,7 (I); 2,5 (2); 3,3 (3); 5,0 (4); 5,5 мм (5) від поверхні контакту; температурні поля (б) у зразку сплаву ВЖЛ12У при $t_{\text{н}} = 10$ (I), 20 (II), 30 (III), 40 с (IV)

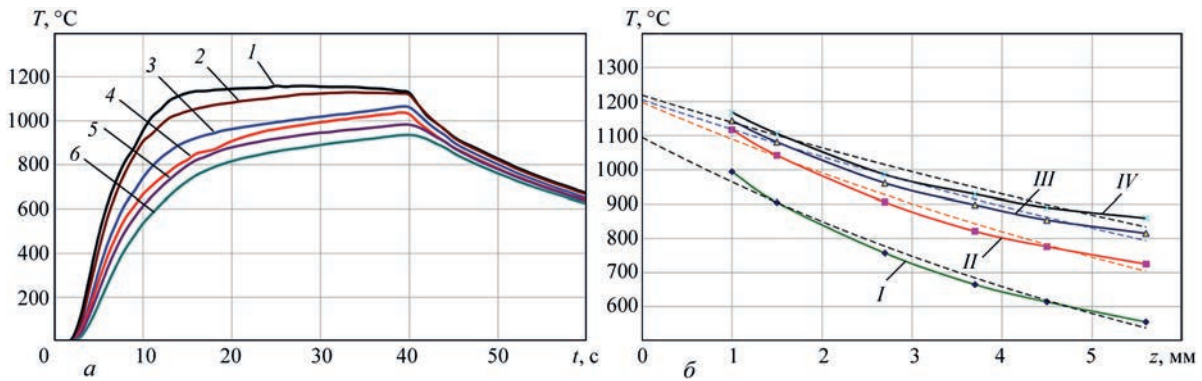


Рис. 7. Термічні цикли (а) ЗТ сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД при $P_n = 150$ МПа; $V = 2$ м/с; $t_n = 40$ с на відстані 1 (I), 1,5 (2); 2,7 (3); 3,7 (4); 4,5 (5); 5,6 мм (б) від поверхні контакту; температурне поле (б) у зразку сплаву ВЖЛ12У при $t_n = 10$ (I), 15 (II), 20 (III), 25 с (IV)

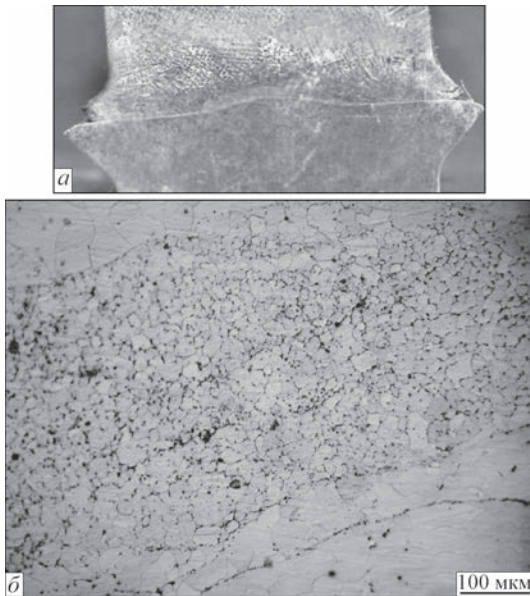
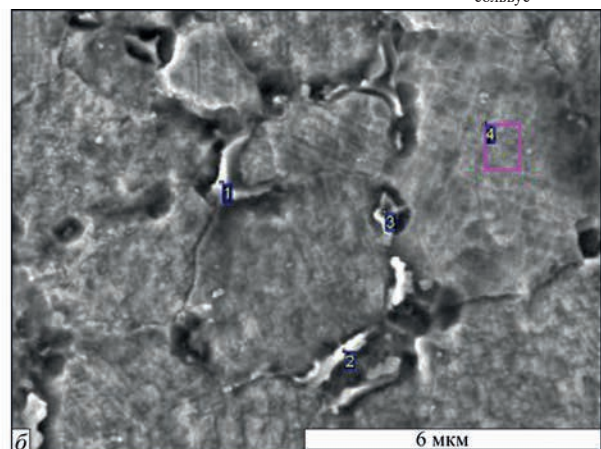
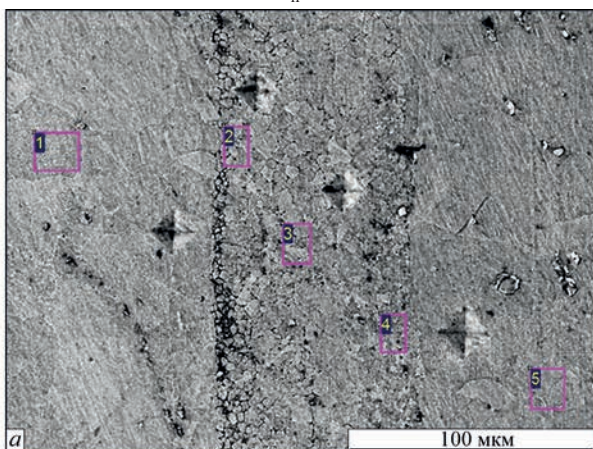


Рис. 8. Макроструктура (а) з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, мікроструктура ($\times 400$) у центральній частині перерізу (б) при ЗТ на режимі: $P_n = P_{np} = 50$ МПа, $V = 2$ м/с, $t_n = 40$ с наведено на рис. 6, а. Використовуючи отримані дані встановлено розподіл температур по осі зразків для значень часу нагрівання $t_n = 10, 20, 30, 40$ с (рис. 6, б

– суцільні лінії). Інтерполяція експериментальних даних до площини контакту ($z = 0$ мм) дозволила встановити температуру в зоні контакту (рис. 6, б – пунктирні лінії). Аналогічні результати для $P_{n2} = 150$ МПа і $t_n = 10, 15, 20, 25$ с наведено на рис. 7.

Макроструктура і мікроструктура з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, отриманого на режимі ЗТ, який використовували при дослідженні термічних циклів ЗТ ($V = 2,0$ м/с, $P_n = P_{np} = 50$ МПа, $t_n = 40$ с), представлена на рис. 8. При дослідженні макроструктури встановлено, що зона з'єднання в центральній частині увігнута вбік сплаву ВЖЛ12У, а з боку сплаву ВЖЛ12У виявляється перехідний прошарок, товщина якого змінюється по перерізу заготовок. РЕМ-зображення і результати МРСА перехідного прошарку наведено на рис. 9, 10. Розподіл елементів у зоні з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД наведено на рис. 11. На рис. 12 представлено розподіл мікротвердості поперек лінії зварного з'єднання у центральній і периферійній частинах перерізу заготовок.

Аналіз температурних полів показує перевищення у зоні контакту температури $T_{\text{сольвус}}$ повно-



№	C	O	Al	Ti	V	Cr	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	W
1	2.61	0.10	2.19	2.40	0.28	13.51	0.11	11.28	59.22	0.25	1.99	6.06
2	4.08	0.57	2.30	3.53	0.00	14.16	0.00	10.88	58.39	0.00	1.58	4.50
3	3.55	0.00	2.20	2.95	0.25	13.49	0.34	12.05	59.10	0.12	1.30	4.64
4	3.97	0.57	2.24	2.80	0.15	14.11	0.54	7.75	61.04	0.52	2.13	4.17
5	2.79	0.58	1.25	2.05	0.17	13.91	0.00	0.25	73.62	1.95	2.86	0.47

№	C	O	Al	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	W
1	9.07	0.53	0.47	2.90	33.94	0.00	0.92	4.39	16.68	1.03	12.16	17.82
2	13.44	0.72	0.51	2.57	24.48	0.57	0.00	4.75	27.51	0.18	9.98	15.28
3	17.90	2.13	0.63	2.98	27.22	0.00	0.00	4.30	14.92	1.45	11.97	16.50
4	2.37	0.07	2.11	2.94	13.29	0.00	0.00	11.62	61.91	0.00	2.01	3.67

Рис. 9. Результати МРСА (а) зони з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД і структурних складових перехідного прошарку (б)

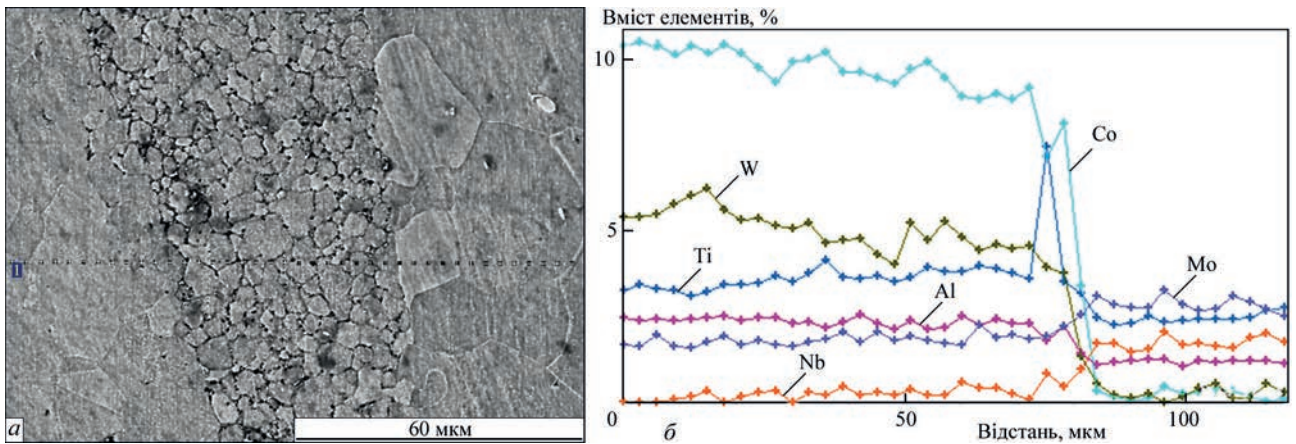
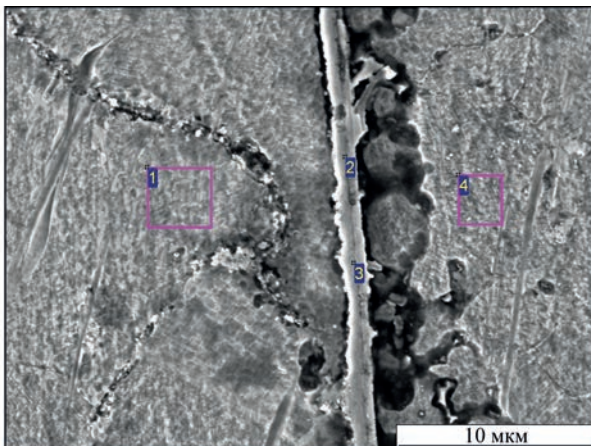


Рис. 10. Розподіл легуючих елементів у зоні з'єднання сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД



№	C	O	Al	Ti	V	Cr	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	W
1	2.15	0.30	2.10	3.97	0.00	13.98	0.00	10.61	60.04	0.33	2.02	4.50
2	11.35	7.53	0.42	62.33	0.56	2.86	0.18	2.39	4.78	2.13	2.31	3.16
3	9.93	6.74	0.32	64.46	0.31	2.94	0.00	2.24	3.28	2.55	2.09	5.15
4	2.99	0.17	2.54	4.14	0.44	13.99	0.00	9.15	59.85	0.00	1.55	5.20

Рис. 11. Результати МРСА ділянки між перехідним прошарком і сплавом ВЖЛ12У у зоні з'єднання сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД, периферійна частина перерізу заготовок

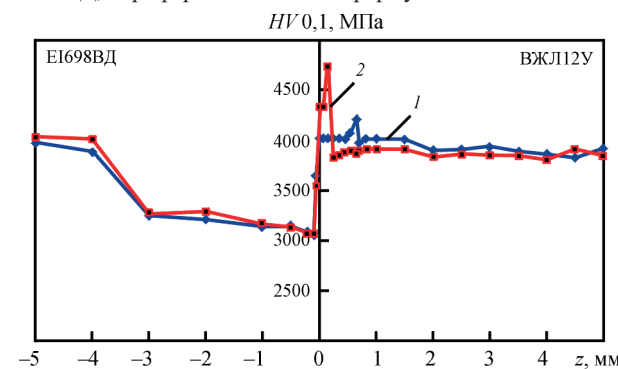


Рис. 12. Розподіл мікротвердості у зоні з'єднання сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД у центральній (1) і периферійній (2) частинах перерізу заготовок

го розчинення зміцнюючої γ' -фази для обох досліджуваних сплавів і перевищення температур плавлення $T_{\text{солідус}}$, принаймні для сплаву ВЖЛ12У. Ширина зони нагріву високолегованого ливарного сплаву ВЖЛ12У до температури, що перевищує значення $T_{\text{сольвус}}$, складає менше 1 мм, що значною мірою визначає умови деформації заготовок.

Для процесу ЗТ при відносно низькому значенні $P_{\text{н}} = 50$ МПа і високому значенні $V = 2,0$ м/с характерним є локалізація контактної взаємодії у прошарку, який утворюється з боку сплаву ВЖЛ12У (рис. 9, а, рис. 10), причому ширина прошарку змінюється по перерізу заготовок і становить від близько 400...450 мкм у центральній частині заготовок до 30...40 мкм у периферійній. Прошарок має дрібнозернисту структуру, а по границях зерен спостерігаються численні дисперсні карбіди хрому, молібдену і вольфраму (рис. 9, б). У периферійній частині перерізу спостерігаються суцільні плівкові включення карбідної евтектики на основі титану, вольфраму, ніобію (рис. 11). Підвищений вміст кисню свідчить про окиснення металу периферійних ділянок прошарку, які, очевидно, знаходились у рідкому стані в процесі ЗТ. Наявність плівкових включень з підвищеним вмістом карбідів обумовлює локальне підвищення мікротвердості у периферійній частині зони з'єднання з боку сплаву ВЖЛ12У (рис. 12). Утворення у зоні контакту при ЗТ ділянок розплаву і плівкових включень з підвищеним вмістом карбідоутворюючих і тугоплавких елементів може викликати схильність зварних з'єднань до утворення тріщин.

У центральній частині перерізу заготовок процес ЗТ супроводжується глибинним вириванням і перемішуванням елементів структури, а для периферійних ділянок характерним є руйнування зв'язків по поверхні тертя, яка зміщується вбік сплаву ВЖЛ12У. Отримані результати пояснюють характер контактної взаємодії при низькому значенні $P_{\text{н}}$ і високому значенні V . Наявність у зоні контакту ділянок у рідкому стані обумовлена безперервним локальним утворенням і руйнуванням фрикційних зв'язків, які призводять до виділення тепла в малому об'ємі металу приповерхневого шару з боку високолегованого сплаву ВЖЛ12У без його пластичної деформації у макрооб'ємах. При цьому не відбувається процес осадки заготовок, який є необхідною умовою захисту зони контакту в пери-

ферійних ділянках заготовок, і не забезпечується утворення твердофазного з'єднання.

При значенні тиску при $P_{n2} = 150$ МПа у процесі ЗТ температура у зоні контакту менша (рис. 7, а) у порівнянні з такою при $P_{n2} = 50$ МПа, очевидно за рахунок процесу осадки, яка переважно відбувається за рахунок заготовки із сплаву EI698ВД. При цьому ширина зони нагріву, вище температур фазових перетворень $T_{\text{сольвус}}$, зменшується (рис. 7, б). Отримані результати дозволяють визначити умови для мінімізації несприятливих фазових перетворень у зоні з'єднання при ЗТ сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД: необхідно застосовувати порівняно високі значення тиску, принаймні на заключній стадії гальмування обертання, і тривалість цієї стадії повинна бути достатньою для витіснення перехідного прошарку за межі перерізу заготовок.

Реалізація такого підходу відома з успішного практичного досвіду провідних закордонних компаній по використанню інерційного ЗТ при виготовленні компонентів авіаційних ГТД. Термодеформаційні умови формування з'єднань ЖНС, аналогічні інерційному ЗТ, реалізуються при комбінованому ЗТ на наявному в Україні устаткуванні. За рахунок збільшення тривалості стадії гальмування обертання збільшується швидкість деформації (осадки), а ширина зони структурних і фазових перетворень зменшується [19]. Змінюючи динаміку гальмування обертання на заключній стадії процесу комбінованого ЗТ можна забезпечити витіснення перехідного прошарку у зоні контакту за межі перерізу заготовок і гарантувати твердофазний характер формування різномірних з'єднань ЖНС.

Висновки

1. Результати досліджень початкових стадій процесу ЗТ сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД свідчать про те, що процеси контактної взаємодії до початку осадки заготовок характеризуються «вибуховим» руйнуванням фрикційних зв'язків, наявністю виплесків металу, що розходяться у радіальному напрямку, і мають певну аналогію процесам, що мають місце при контактному стиковому зварюванні оплавленням. Температура металу у зоні контактної взаємодії перевищує значення температури плавлення $T_{\text{солідус}}$, принаймні сплаву ВЖЛ12У, що підтверджується відповідністю хімічного складу виплесків складу основного металу цього сплаву.

2. У центральній частині перерізу заготовок процес ЗТ супроводжується глибинним вириванням і перемішуванням елементів структури, а для периферійних ділянок характерним є руйнування зв'язків по поверхні тертя, яка зміщується у заготовку більш легованого сплаву ВЖЛ12У. У зоні

з'єднання утворюється перехідний прошарок, ширина якого змінюється по перерізу заготовок і становить від 30 до 450 мкм.

3. На початковій стадії процесу ЗТ, принаймні до початку процесу осадки заготовок, не досягається ізоляція зони контакту у периферійній частині перерізу заготовок від взаємодії з навколишнім середовищем і перехідний прошарок може містити оксидні плівки. Для мінімізації формування структурної і хімічної неоднорідності у зоні з'єднання сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД необхідно на заключній стадії процесу ЗТ забезпечити витіснення перехідного прошарку за межі перерізу заготовок.

4. Визначено умови для мінімізації несприятливих фазових перетворень у зоні з'єднання ЖНС при ЗТ сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД: необхідно застосовувати порівняно високі значення тиску, принаймні на заключній стадії гальмування обертання, і тривалість цієї стадії повинна бути достатньою для витіснення перехідного прошарку за межі перерізу заготовок.

5. Термодеформаційні умови формування якісних з'єднань ЖНС можуть бути реалізовані при технології комбінованого ЗТ на наявному в Україні устаткуванні. Змінюючи динаміку гальмування обертання на заключній стадії процесу ЗТ можна забезпечити витіснення перехідного прошарку у зоні контакту за межі перерізу заготовок і гарантувати твердофазний характер формування різномірних з'єднань ЖНС.

Список літератури/References

1. Reed, R.C. (2008) *The superalloys: fundamentals and applications*. New York, Cambridge University Press.
2. Das, N. (2010) Advances in nickel-based cast superalloys. *Trans. Indian Inst. Met.*, **63**, 265–274. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12666-010-0036-7>
3. Henderson, M.B., Arrell, D., Hoebel, M., Larsson, R., Marchant, G. (2004) Nickel-based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications. *Sci. and Techn. of Welding and Joining*, **9(1)**, 13–21. DOI: <https://doi.org/10.1179/136217104225017099>
4. Preuss, M., Threadgill, P. (2010) *Solid state welding of aeroengine materials. Encyclopedia of aerospace engineering*. Ed. by R. Blockley and W. Shyy. DOI: <https://doi.org/10.1002/9780470686652.eae222>
5. Preuss, M., Withers, P.J., Baxter, G.J. (2006) A comparison of inertia friction welds in three nickel base superalloys. *Mater. Sci. Eng. A*, **437**, 38–45. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.04.058>
6. Raab, U., Levin, S., Wagner, L., Heinze C. (2015) Orbital friction welding as an alternative process for blisk manufacturing. *J. of Mater. Proc. Technol.*, **215**, 189–192. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.06.019>
7. Ajay, V., Babu, N.K., Ashfaq, M. et al. (2021) A review on rotary and linear friction welding of inconel alloys. *Trans. Indian Inst. Met.*, **74**, 2583–2598. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12666-021-02345-z>
8. Huang, Z.W., Li, H.Y., Preuss, M., Karadge, M. et al. (2007) Inertia friction welding dissimilar nickel-based superalloys alloy 720Li to In718. *Metall. Mater. Trans. A*, **38**, 1608–1619. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-007-9194-6>
9. Wang, F.F., Li, W.Y., Li, J.L., Vairis, A. (2014) Process parameter analysis of inertia friction welding nickel-based superalloy. *Inter. J. Adv. Manuf. Technol.*, **71**, 1909–1918. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-013-5569-6>
10. Masoumi, F., Shahriari, D., Monajati, H., Cormier, J. et al. (2019) Linear friction welding of AD730™ Ni-base superalloy: Pro-

- cess-microstructure property interactions. *Materials & Design*, **183**, 108–117. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108117>
11. Ola, O.T., Ojo, O.A., Wanjara, P., Chaturvedi, M.C. (2012) Analysis of microstructural changes induced by linear friction welding in a nickel-base superalloy. *Metal. Mater. Trans. A*, **42A**, 3761–3777. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0774-0>
 12. Ola, O.T., Ojo, O.A., Wanjara, P., Chaturvedi, M.C. (2011) Crack free welding of IN 738 by linear friction welding. *Adv. Mater. Research*, **278**, 446–453. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.278.446>
 13. Tra, T.H., Sakaguchi, M. (2016) High cycle fatigue behavior of the IN718/M247 hybrid element fabricated by friction welding at elevated temperatures. *J. of Sci.: Adv. Mat. and Devices*, **1(4)**, 501–506. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jsamd.2016.08.009>
 14. Taysom, B.S., Sorensen, C.D., Nelson, T.W. (2021) Strength in rotary friction welding of five dissimilar nickel-based superalloys. *Welding J.*, **100**, 302-s–308-s. DOI: <https://doi.org/10.29391/2021.100.027>
 15. Amegadzie, M.Y., Ola, O.T., Ojo, O.A., Wanjara, P., Chaturvedi, M.C. (2012) On liquation and liquid phase oxidation during linear friction welding of nickel-base IN 738 and CMSX 486 superalloys. *12th International Symposium on Superalloys (Superalloys 2012), Seven Springs Mountain Resort, PA*. 587–594. DOI: https://doi.org/10.7449/2012/Superalloys_2012_587_594
 16. Кучук-Яценко С.И., Зяхор І.В., Великоиваненко Е.А., Розынка Г.Ф. (2009) Расчетная оценка термомодеформационных условий формирования соединений жаропрочного сплава ЭИ698ВД при сварке трением. *Автоматическая сварка*, **7**, 8–13. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Zyakhor, I.V., Velikoivanenko, E.A., Rozynka, G.F. (2009) Calculation of thermal-deformation conditions of formation of friction welded joints on heat-resistant alloy EI698VD. *The Paton Welding J.*, **7**, 7–11.
 17. Зяхор І.В., Завертанний М.С., Левчук А.М., Капітанчук Л.М. (2020) Особливості формування з'єднань різноінтерметалічних жароміцних нікелевих сплавів при зварюванні тертям. *Автоматичне зварювання*, **8**, 38–44. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.08.06>
 - Ziakhor, I.V., Zavertannyi, M.S., Levchuk, A.M., Kapitanchuk, L.M. (2020) Peculiarities of formation of dissimilar nickel-base alloy joints in friction welding. *The Paton Welding J.*, **8**, 34–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.08.06>
 18. Зяхор І.В., Левчук А.М. (2026) Мікроструктура і фазовий склад з'єднань ливарного і кованого жароміцних нікелевих сплавів при зварюванні тертям. *Сучасна електротехнологія*, **1**, 53–63. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.01.07>
 - Ziakhor, I.V., Levchuk, A.M. (2026) Microstructure and phase composition of joints of cast and wrought nickel superalloys produced by friction welding. *Electrometallurgy Today*, **1**, 53–63 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.01.07>
 19. Зяхор І.В. (2001) Современное оборудование для сварки трением. *Автоматическая сварка*, **7**, 48–52. Ziakhor, I.V. (2001) Modern equipment for friction welding. *The Paton Welding J.*, **7**, 48–52.
 20. Кучук-Яценко С.И., Миленин А.С., Великоиваненко Е.А., Антипин Е.В., Дидковский А.В. (2018) Математическое моделирование процесса нагрева металла при контактной стыковой сварке непрерывным оплавлением. *Автоматичне зварювання*, **10**, 3–10. DOI: <http://doi.org/10.15407/as2018.10.01>
 - Kuchuk-Yatsenko, S.I., Milenin, A.S., Velikoivanenko, E.A., Antipin, E.V., Didkovsky, A.V. (2018) Mathematical modeling of the process of metal heating in continuous flash-butt welding. *The Paton Welding J.*, **10**, 2–8. DOI: <http://doi.org/10.15407/tpwj2018.10.01>

INVESTIGATION OF THERMODEFORMATION PROCESSES IN FRICTION WELDING OF NICKEL-BASED SUPERALLOYS

I.V. Ziakhor, A.M. Levchuk

E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: zyakhor2@ukr.net

When implementing new designs of aircraft gas turbine engines (GTE), the development of technologies for solid-state joining of nickel-based superalloys in similar and dissimilar combinations is relevant. The work investigated contact interaction processes at the initial stages of the friction welding (FW) process of the VZhL12U cast blade alloy with the EI698VD forged disk alloy. The experiments on FW were carried out on samples of alloys manufactured by JSC “Motor Sich”. To study the contact interaction at the initial stages (before the start of the process of samples shortening), the FW process was stopped in various ways and the surface of the samples was analyzed. It was established that the processes of contact interaction before the start of samples shortening are characterized by explosive destruction of frictional bonds, the presence of metal splashes that diverge in the radial direction. The metal temperature in the contact interaction zone exceeds the melting temperature, at least for the VZhL12U alloy. In the central part of the cross-section of the samples, the FW process is accompanied by deep tearing and mixing of structural elements, and for the peripheral areas, the destruction of metallic bonds along the friction surface, which is shifted to a more alloyed alloy VZhL12U, is characteristic. A transition layer is formed in the contact interaction zone, the width of which varies across the cross-section of the samples and ranges from 30 to 450 microns. It is shown that at the initial stage of the FW process, at least before the start of samples shortening, isolation of the contact zone from interaction with the environment is not achieved. Conditions for minimizing harmful phase transformations in the welded joint of the VZhL12U and EI698VD alloys during FW are determined: the application of high pressure values, at least at the final stage of rotation braking, the duration of which should be sufficient to displace the transition layer beyond the cross-section of the samples. 20 Ref., 2 Tabl., 12 Fig.

Keywords: nickel-based superalloy, friction welding, welded joint, thermal cycle, microstructure, γ' -phase, microhardness.

ORCID

Зяхор І. В. – <https://orcid.org/0000-0001-7780-0688>, Левчук А. М. – <https://orcid.org/0000-0002-0361-7394>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛІСТУВАННЯ

І.В. Зяхор

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: zyakhor2@ukr.net

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

І.В. Зяхор, А.М. Левчук (2026) Дослідження термомодеформаційних процесів при зварюванні тертям жароміцних нікелевих сплавів. *Автоматичне зварювання*, **03**, 42–50. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.03.06>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 12.03.2026

Отримано у переглянутому вигляді 07.05.2026

Підписано до друку 14.05.2026

Оприлюднено 20.05.2026

ВПЛИВ ТЕРМІЧНИХ ЦИКЛІВ ЗВАРЮВАННЯ НА СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ БРОНЬОВИХ СТАЛЕЙ ВИСОКОЇ ТВЕРДОСТІ

В.Д. Позняков, О.В. Коренєв

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

Досліджено вплив термічних циклів зварювання на фазово-структурні перетворення металу зони термічного впливу деяких, різних за хімічним складом, середньовуглецевих легованих броньових сталей високої твердості. Сумарна масова частка кремнію, марганцю, хрому, нікелю та молібдену в сталях марки 71, ARMSTAL 500 та Ramor 500 складає 6,56, 2,76 та 2,53 % відповідно. Встановлено, що на ділянці перегріву металу зони термічного впливу сталей масова частка легуючих елементів становить 2,53...2,76 % при швидкостях охолодження $W_{6/5} \leq 5,0$ °C/c і формується змішана бейнітно-мартенситна структура, а у сталі 71, незалежно від швидкості охолодження, та при $W_{6/5} > 5,0$ °C/c для інших сталей – мартенситна структура. З'ясовано, що в залежності від зміни структури в металі на ділянці перегріву зони термічного впливу змінюються і його механічні властивості. Зі збільшенням швидкості охолодження твердість і міцність металу збільшуються, а пластичні властивості зменшуються. Встановлено, що висока стійкість зварних з'єднань сталей, що досліджувалися, проти утворення холодних тріщин може бути забезпечена у разі використання для їхнього зварювання матеріалів, які сприяють формуванню в наплавленому металі аустенітної структури. Проаналізовано вплив термічних циклів зварювання на структуру та механічні властивості металу зони термічного впливу зварних з'єднань і технологічних аспектів зварювання на їхню здатність чинити опір утворенню холодних тріщин. Бібліогр. 19, табл. 7, рис. 4.

Ключові слова: броньові сталі, термічний цикл зварювання, структура металу, механічні властивості металу зварних з'єднань, холодні тріщини

Вступ. При виготовленні сучасних легкоброньованих бойових машин у світі широко застосовують термозміцнені середньовуглецеві леговані сталі високої твердості (HV понад 5000 МПа) та міцності (σ_b більше ніж 1400 МПа). До таких сталей відносяться: вітчизняна сталь марки 71 і сталі закордонного виробництва, такі як ARMSTAL 500 (Польща), Armoх 500 (Швеція), Mars 500 (Франція), Miilux Protection 500 (Фінляндія) та ін. Високу твердість і міцність такі сталі набувають за рахунок легування марганцем, кремнієм, хромом, молібденом, нікелем, мікролегування бором, титаном, алюмінієм, ванадієм тощо, а також унаслідок термічного оброблення, яке полягає в гартуванні сталі та подальшому її низькотемпературному відпуску [1–10]. Вимоги до хімічного складу сталей з твердістю HV 5000 МПа наведено в табл. 1. Слід зазначити, що щодо сталей закордонного виробництва, з відкритих публікацій відомо лише про максимально допустимий вміст легуючих елементів у металі, у той час як по відношенню до сталі вітчизняного виробництва марки 71 існують вимоги як до максимальної, так і до мінімальної концентрації легуючих елементів у металі.

Аналізуючи дані табл. 1, можна зазначити, що потенційно всі наведені сталі мали б містити в

собі досить близьку кількість основних легуючих елементів, а саме, 1,0...1,5 % Mn, 1,0... 2,0 % Cr, 1,0...2,0 % Ni, 0,5...0,7 % Mo та орієнтовно 0,3 % вуглецю. Фактично ж, за винятком сталі вітчизняного виробництва, вміст легуючих елементів у сталях закордонного виробництва значно менший від максимально допустимого. Істотно сталі закордонного виробництва відрізняються від сталі марки 71 і за принципом мікролегування. На відміну від сталі 71, яка комплексно мікролегована ванадієм і титаном, усі сталі закордонного виробництва містять у своєму складі бор. Він, як відомо [8–10], суттєво покращує прогартуваність металу й тим самим забезпечує термозміцненим сталям високу твердість навіть при обмеженому вмісті в їхньому складі таких компонентів як нікель, хром і молібден. Про це свідчать дані, що наведені в табл. 2.

У процесі дугового зварювання метал, який межує зі швом і знаходиться на незначній відстані від нього, нагрівається до температур, що перевищують температуру відпуску сталей (180...250 °C), а в зоні, яка безпосередньо контактує зі швом, вона може досягати 1300 °C.

Відомо, що складовими ЗТВ є високо- та низькотемпературна ділянки. Високотемпературна ділянка зони термічного впливу (ЗТВ), у свою чергу, складається з ділянок перегріву (температура коливається в межах 1100...1500 °C), нормалізації (температура коливається в межах 930...1100 °C) і

Таблиця 1. Вимоги до хімічного складу деяких броньових сталей і типова масова частка елементів у них

Марка сталі	Масова частка елементів, %											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	B	V	Ti	S	P	
71	вимоги	0,29...0,36	1,2...1,5	0,60...1,00	1,50...2,00	2,00...2,40	0,45...0,55	–	0,18...0,25	0,005...0,025	≤0,003	≤0,012
	факт	0,32	1,2	0,70	1,80	2,20	0,50	–	0,20	0,024	0,008	0,011
Guardian 500	вимоги	≤0,30	≤0,6	≤1,20	≤0,80	≤1,2	≤0,6	≤0,005	–	–	≤0,010	≤0,025
	факт	0,26	0,21	0,78	0,42	0,74	0,27	0,001	–	–	0,006	0,012
ARMOX 500S	вимоги	≤0,32	≤0,4	≤1,20	≤1,00	≤1,80	≤0,70	≤0,005	–	–	≤0,010	≤0,015
	факт	0,23	0,25	0,84	0,50	0,97	0,33	0,002	–	–	0,004	0,013
ARMSTAL 500	вимоги	≤0,32	≤0,5	≤1,20	≤0,90	≤1,10	≤0,30	≤0,003	–	–	≤0,010	≤0,015
	факт	0,29	0,24	0,89	0,74	1,00	0,23	0,002	–	–	0,008	0,011
Ramor 500	вимоги	≤0,35	≤0,7	≤1,50	≤1,00	≤2,00	≤0,70	≤0,005	–	–	≤0,010	≤0,015
	факт	0,21	0,45	0,92	0,58	0,38	0,20	0,002	–	–	0,005	0,011
Protection 500	вимоги	≤0,30	≤0,7	≤1,70	≤1,50	≤0,80	≤0,50	≤0,004	–	–	≤0,015	≤0,030
	факт	0,28	0,49	0,96	0,58	0,37	0,25	0,002	–	0,029	0,011	0,016

Примітки. «вимоги» – для сталі 71 дані взяті з ТУ У на сталь, для сталей ARMSTAL 500, Armoх 500, Protection 500, Ramor 500 та Guardian 500 дані взяті зі специфікацій на сталь; «факт» – усереднені дані щодо хімічного складу сталей, які досліджувалися в Інституті електрозварювання ім. С.О. Патона НАН України.

Таблиця 2. Вимоги та типові механічні властивості деяких броньових сталей

Марка сталі		$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ , %	KCV_{20} , Дж/см ²	HV , МПа
		МПа				
71	вимоги	≥ 1300	≥ 1500	≥ 7,0	≥ 68	4400...5200
	факт	1320	1675	12,4	103	4880
Guardian 500	вимоги	≥ 1250	≥ 1600	≥ 8,0	35*	4700...5300
	факт	1150	1325	14,2	120	4100
ARMOX 500S	вимоги	≥ 1250	1450...1750	≥ 8,0	25*	4800...5400
	факт	1420	1640	8,2	134	4550
ARMSTAL 500	вимоги	≥ 1350	≥ 1500	≥ 8,0	20*	4800...5400
	факт	1340	1520	13,8	118	4500
Ramor 500	вимоги	≥ 1450	≥ 1700	≥ 7,0	20*	≥ 4800
	факт	1550	1790	7,9	65	5100
Protection 500	вимоги	≥ 1250	≥ 1600	≥ 8,0	20*	4700...5300
	факт	1310	1532	13,5	143	4500

Примітки. * KCV_{20} ; «вимоги» – для сталі «71» взяті з ТУ У на сталь, для сталей ARMSTAL 500, Armoх 500, Protection 500, Ramor 500 та Guardian 500 дані взяті зі специфікацій на сталь; «факт» – усереднені дані щодо механічних властивостей сталей, які досліджувалися в Інституті електрозварювання ім. С.О. Патона НАН України.

частково неповної перекристалізації (температура коливається в межах 720...930 °С). Характерною ознакою цих ділянок є те, що вони нагріваються вище за температуру A_{c1} (приблизно 730 °С) – тобто до температур, за яких у металі вихідна структура перетворюється на аустеніт. При охолодженні металу в ньому, навпаки, аустеніт перетворюється на інші структурні складові. Зокрема в середньовуглецевих легованих сталях при відносно низьких швидкостях охолодження на ділянці перегріву металу ЗТВ зварних з'єднань може утворюватися змішана бейнітно-мартенситна структура, а при відносно високих швидкостях охолодження вона складається з мартенситу [11–13]. Відповідно до цього змінюються й механічні властивості (твердість, міцність, пластичність, ударна в'язкість) такого металу [12–14].

Щодо швидкості охолодження металу ЗТВ, то вона залежить від таких чинників, як: режим зварювання, товщина металу та тип з'єднання.

Стосовно металу ЗТВ, що під час зварювання нагрівався до температур, які не перевищують температуру A_{c1} , можна зазначити наступне. Незважаючи на те, що структурно-фазових перетворень у такому металі не відбувається, певна зміна механічних властивостей, зокрема твердості, у ньому також може спостерігатися.

Зважаючи на викладене вище, **метою** досліджень було встановлення впливу термічних циклів зварювання на структуру металу ділянки перегріву ЗТВ, на механічні властивості металу високо- та низькотемпературних ділянок ЗТВ зварних з'єднань різних за хімічним складом середньовуглецевих легованих броньових сталей вітчизняного та закордонного виробництва та їхню стійкість проти утворення холодних тріщин.

Методи досліджень. Дослідження проводили стосовно декількох середньовуглецевих легованих сталей з границею плинності понад 1200 МПа, а саме, вітчизняної сталі марки 71 і сталей закор-

Таблиця 3. Хімічний склад середньовуглецевих легованих сталей, що досліджувалися

Маркування сталі	Масова частка елементів, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	S	P	B
71	0,31	1,6	0,74	1,66	2,26	0,30	0,202	0,010	0,016	–
ARMSTAL 500	0,29	0,24	0,89	0,74	1,00	0,23	0,030	0,004	0,016	0,003
Ramor 500	0,21	0,45	0,92	0,58	0,38	0,20	0,010	0,005	0,023	0,004

донного виробництва марок ARMSTAL 500 і Ramor 500, що відрізняються між собою за хімічним складом, а саме, сумарний вміст у них таких легуючих елементів як кремній, марганець, хром, нікель і молібден, які активно впливають на дифузю вуглецю, становив відповідно 6,56 % у сталі марки 71, 2,76 % – сталі ARMSTAL 500 і 2,53 % – Ramor 500 [15]. Хімічний склад зазначених сталей наведено в табл. 3.

Хімічний склад сталей визначали відповідно до ГОСТ 18895-97 із використанням оптичного емісійного спектрометра «Спектравак-1000» виробництва Baird (США). Мікротвердість металу зварних з'єднань визначали в поперечному перерізі шліфів з кроком 1 мм із використанням мікротвердоміра М-400 фірми «Лесо». Ударну в'язкість металу зазначених вище ділянок ЗТВ оцінювали за результатами випробувань на ударний згин стандартних зразків розміром 10×10×55 мм з круглим надрізом типу Менаже, виготовлених зі зварних з'єднань. Випробування зразків виконували при температурі 20 °С та –40 °С.

Запис термічного циклу зварювання проводили стосовно ділянки перегріву металу ЗТВ, яка нагрівалася до температури 1250 °С, і трьох ділянок зони зварних з'єднань, які нагрівалися до температур 780, 550 та 350 °С відповідно. Для цього використовували термопари хромель-алюмель діаметром 0,5 мм, які встановлювали на тильній поверхні зварних з'єднань.

Вплив термічних циклів зварювання на структурні перетворення металу ділянки перегріву ЗТВ вивчали із застосуванням модельних зразків, які нагрівалися та охолоджувалися у відповідності

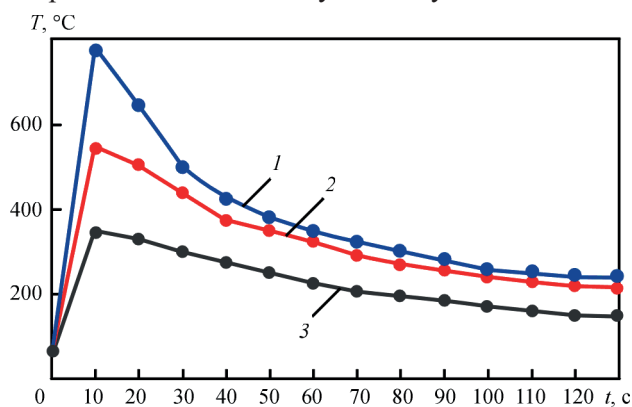


Рис. 1. Термічні цикли зварювання ділянок ЗТВ стикових зварних з'єднань завтовшки 12 мм, що нагрівалися до температур: 1 – 780 °С, 2 – 550 °С, 3 – 350 °С

до характерних для дугових процесів зварювання термічних циклів [16]. Характерні для різних ділянок ЗТВ стикових зварних з'єднань завтовшки 12 мм умови нагріву та охолодження запозичені з [14] та наведені на рис. 1.

Для оцінки впливу термічних циклів зварювання на структурні перетворення металу ділянки перегріву ЗТВ використовували дослідницький комплекс «Gleeble 3800», до складу якого входить швидкодіючий дилатометр [17]. У цьому та попередньому випадках зразки нагрівалися струмом, який проходить через метал. Щодо імітації ділянки перегріву ЗТВ, то в даному випадку зразки нагрівалися зі швидкістю 210 °С/с (час нагріву 6 с) до температури 1250 °С. Інтенсивність охолодження зразків регулювали таким чином, щоб у діапазоні температур 600...500 °С швидкість охолодження ($W_{6/5}$) змінювалася в межах 2,5...30,0 °С/с. Остаточна ідентифікація кінцевої структури, яка утворилася внаслідок дії на метал термічного циклу, виявлялася на підставі металографічних досліджень.

Металографічні дослідження виконували за допомогою мікроскопа «Neophot-32», мікротвердість окремих структурних складових та інтегральну твердість металу вимірювали на твердомірі М-400 фірми «ЛЕСО» при навантаженнях відповідно 100 г ($HV_{0,1}$) та 10 г (HV_{10}). Зразки для досліджень готували за стандартним методом при застосуванні алмазних паст різної дисперсності, виявлення мікроструктури виконували методом хімічного травлення у 4 % спиртовому розчині азотної кислоти.

Показники міцності ($\sigma_{0,2}$ і σ_B) і пластичності (δ_5 і ψ) визначали за результатами випробувань на розтяг стандартних зразків, які виготовлялися з металу, обробленого за термічними циклами, характерними для ділянок ЗТВ зварних з'єднань. Нагрів модельних зразків розмірами 12×12×120 мм виконували на устаткуванні МРС-75 струмом, що проходить через зразок за заданою програмою [18]. Швидкість охолодження зразків регулювали за рахунок обдуву їх повітрям з різною інтенсивністю.

Зварювання зразків сталей виконувалося в три шари механізованим способом у суміші газів (82 % Ar + 18 % CO₂) дротами суцільного перерізу діаметром 1,2 мм марки Св-08Х20Н9Г7Т (високолегований дрот) і Св-10ГСМТ (низьколегова-

Таблиця 4. Вимоги та типовий хімічний склад зварювальних дротів і наплавленого електродами металу

Зварювальний матеріал		Масова частка елементів, %								
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	S	P
Дріт Св-10ГСМТ	вимоги	0,06...0,11	0,4...0,7	1,0...1,3	≤ 0,3	≤ 0,3	0,2...0,4	0,05...0,12	≤ 0,025	≤ 0,035
	факт	0,09	0,6	1,1	–	–	0,28	0,09	0,014	0,027
Дріт Св-08Х-20Н9Г7Т	вимоги	≤ 0,10	0,5...1,0	5,0...8,0	18,5...22,0	8,0...10,0	–	0,60...0,90	≤ 0,018	≤ 0,035
	факт	0,90	0,63	5,7	19,6	9,6	0,2	0,80	0,012	0,020
Електроди НІІ-48Г	вимоги	≤ 0,12	0,4...1,0	2,5...7,0	23,0...27,0	11,5...14,0	–	–	≤ 0,020	≤ 0,030
	факт	0,10	0,8	5,1	25,3	12,8	–	–	0,014	0,022
Електроди УОНИ-13/55	вимоги	≤ 0,10	0,2...0,5	0,6...1,2	–	–	–	–	≤ 0,030	≤ 0,030
	факт	0,08	0,4	1,0	–	–	–	–	0,018	0,024

ний дріт) із використанням наступного режиму: зварювальний струм $I_{зв} = 160...180$ А; напруга на дузі $U_d = 23...25$ В; швидкість зварювання $V_{зв} = 10...12$ м/год.

В окремих випадках для зварювання застосовували штучні електроди марок УОНИ 13/55 (система легування 08Г2С – низьколегований матеріал) і НІІ-48Г (система легування 10Х25Н12Г5 – високолегований матеріал). Режим ручного дугового зварювання становив: $I_{зв} = 140...160$ А; $U_d = 24...26$ В; $V_{зв} = 10...12$ м/год.

Вимоги та дані щодо хімічного складу дротів і металу, наплавленого покритими електродами, які були використані в процесі виконання досліджень, наведені в табл. 4.

Стійкість зварних з'єднань проти утворення холодних тріщин оцінювали за результатами випробувань спеціальних технологічних проб «жорстка обварка», конструктивні елементи якої наведено на рис. 2. Жорстка проба являє собою масивну плиту розміром 300×400 мм і завтовшки 45 мм, до якої по всьому периметру катетом 10...12 мм приварюють пластини з досліджуваної сталі, на яких

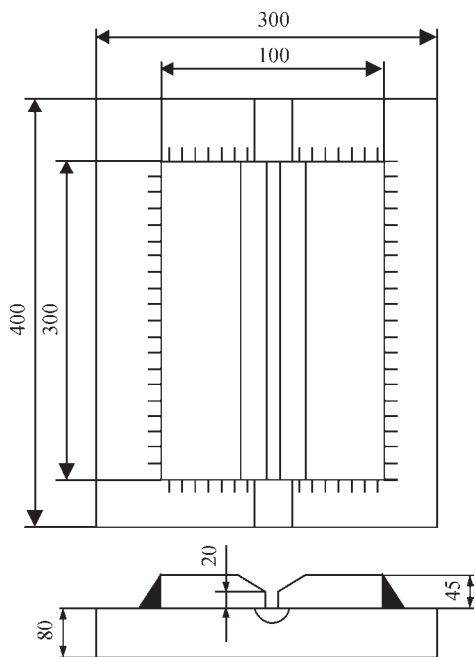


Рис. 2. Технологічна проба «жорстка обварка»

підготовлено розкриття кромки під кутом 60° та притуплення $h = 4$ мм. Пластини (усього їх дві) мають довжину 300 мм і ширину 100 мм. Загальна ширина з'єднання, яке збирається з зазором 1,5...2,0 мм, становить 200 мм; за рахунок притуплення та зазору забезпечується концентрація напружень у кореневій частині з'єднання. Зварювання зразків виконували із застосуванням технології, яка перевіряється.

Багатошарове зварювання виконували в умовах, коли після кожного шару наплавленого металу з'єднання охолоджувалося до температури 20...30 °С, після чого продовжували заповнення розробки. Для фіксації моменту утворення та процесу розвитку холодних тріщин при охолодженні стику після зварювання застосовували метод акустичної емісії [19]. Після зварювання проби витримували три доби. Надалі контрольне стикове з'єднання відокремлювали від плити та механічно розрізали на темплети, з яких потім виготовляли макрошліфи для візуального контролю наявності холодних тріщин. Темплети вирізали в місцях зварних з'єднань, де були зафіксовані найбільш інтенсивні акустичні сигнали.

Результати досліджень та їхнє обговорення. Для аналізу впливу на структуру металу ділянки перегріву ЗТВ зварних з'єднань обраних для дослідження сталей були побудовані термкінетичні діаграми перетворення аустеніту, які наведено на рис. 3.

Наведені на рис. 3, а дані вказують на те, що перетворення переохолодженого аустеніту в металі на ділянці перегріву ЗТВ сталі марки 71, незалежно від швидкості його охолодження, відбувається виключно в мартенситній області. Швидкість охолодження металу впливає на параметри його структури. Зі збільшенням швидкості охолодження вона стає дрібнішою. Про це свідчить той факт, що розміри пакетів мартенситу в металі на ділянці перегріву ЗТВ зменшуються від ~40 мкм при $W_{6/5} = 2,5$ °С/с до ~12 мкм при $W_{6/5} = 30$ °С/с. Мікротвердість металу на ділянці перегріву ЗТВ також помітно змінюється: зі збіль-

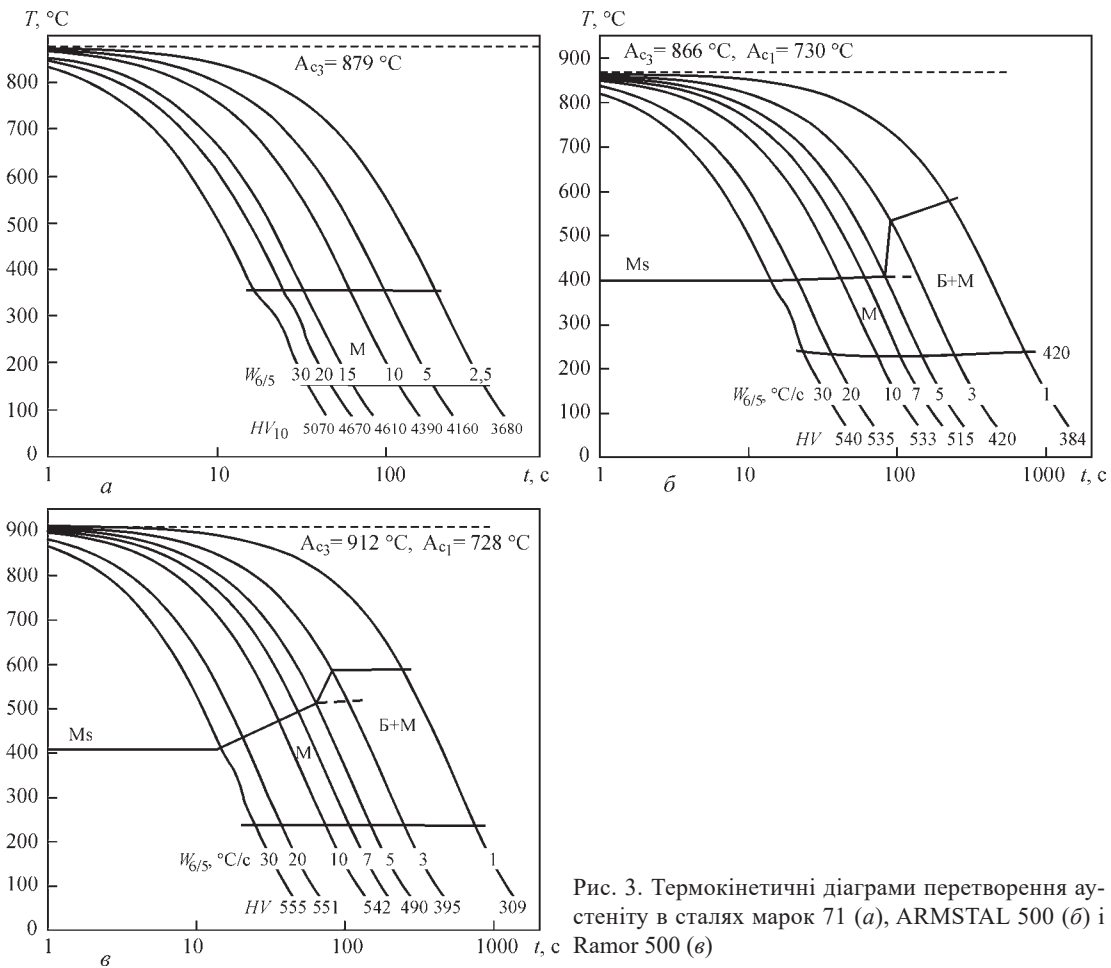


Рис. 3. Термокінетичні діаграми перетворення аустеніту в сталях марок 71 (а), ARMSTAL 500 (б) і Ramor 500 (е)

шенням швидкості охолодження вона зростає від $HV_{0,1} = 4510...4600$ МПа при $W_{6/5} = 2,5$ °C/c до ~ 5510 МПа при $W_{6/5} = 30$ °C/c.

Дослідженнями структури металу на ділянці перегріву ЗТВ зразків сталі ARMSTAL 500 показали, що при швидкостях охолодження $W_{6/5} \leq 5$ °C/c вона представлена сумішшю бейніту та мартенситу з мікротвердістю мартенситної складової $HV_{0,1} = 4150...4550$ МПа при $W_{6/5} = 1$ °C/c та приблизно 5150 МПа при $W_{6/5} = 5$ °C/c. При вищих швидкостях охолодження формується виключно мартенситна структура, мікротвердість якої повільно зростає зі збільшення інтенсивності охолодження металу від 5290 МПа при $W_{6/5} = 7$ °C/c до 5490 МПа при $W_{6/5} = 30$ °C/c. Як і в попередньому випадку, зі збільшенням швидкості охолодження параметри структури зменшуються від 100...150 мкм при $W_{6/5} = 3$ °C/c до 50...70 мкм при $W_{6/5} = 20$ °C/c.

При малих швидкостях охолодження зварних з'єднань ($W_{6/5} \geq 7,0$ °C/c) у металі на ділянці перегріву ЗТВ сталі Ramor 500, подібно до сталі ARMSTAL 500, також утворюється переважно бейнітно-мартенситна структура, а при швидкостях охолодження $W_{6/5} \geq 7,0$ °C/c вона складається виключно з мартенситу. Як і в сталях 71 та ARMSTAL 500, зі збільшенням швидкості охолодження ме-

талу мікротвердість мартенситу в ньому зростає від $HV_{0,1} = 4150...4300$ МПа при $W_{6/5} = 1$ °C/c до $HV_{0,1} = 5500...5510$ МПа при $W_{6/5} = 20$ °C/c. Параметри структури (пакетів мартенситу) у даному випадку зменшуються відповідно від 50...130 до 40...80 мкм. Вплив розглянутих вище структурних змін на механічні властивості металу наведено в табл. 5.

Наведені дані свідчать про те, що показники міцності металу, незважаючи на відмінності в абсолютних величинах показників $\sigma_{0,2}$ та σ_b , вищі у сталі 71. Для обох сталей спостерігається однакова тенденція щодо впливу на ці показники умов охолодження металу, а саме, за швидкості охолодження $W_{6/5} \leq 5,0$ °C/c міцність металу ЗТВ по відношенню до основного металу зменшуються на 15...20 %. У діапазоні швидкостей охолодження $10,0 \leq W_{6/5} \leq 15,0$ °C/c ця різниця стає значно меншою та за $W_{6/5} \geq 20,0$ °C/c досягає показників міцності основного металу.

Незважаючи на те, що міцність металу ЗТВ сталей, що досліджувалися, у сталі ARMSTAL 500 менша, її пластичні властивості (δ_5), незалежно від швидкості охолодження металу, гірші ніж у сталі 71. Ймовірно це пов'язано з різними умовами термічного оброблення сталей при їхньому виготов-

Таблиця 5. Механічні властивості металу ділянки перегріву ЗТВ сталей марки 71 та ARMSTAL 500

Маркування сталі	$W_{6/5}, ^\circ\text{C}/\text{c}$	HV	$\sigma_{0,2}$	σ_b	δ_5	φ	$KCU, \text{Дж}/\text{см}^2$
		МПа			%		
71	вихідний стан	5400	1460	1780	11,1	58,6	93,0
	5,0	4370	1262	1490	12,7	55,0	62,1
	10,0	4920	1395	1615	12,1	53,6	58,0
	15,0	5200	1445	1705	11,2	48,3	54,6
	20,0	5500	1502	1805	10,6	47,3	48,7
	30,0	5710	1607	1896	10,4	46,8	44,3
ARMSTAL 500	вихідний стан	5100	1432	1670	7,6	55,0	91,0
	5,0	4200	1158	1327	8,5	45,0	72,0
	10,0	4930	1409	1637	7,2	28,8	56,0
	20,0	5150	1435	1692	7,0	25,9	52,0

ленні. Враховуючи те, що концентрація легуючих елементів у сталі ARMSTAL 500 менша, ніж у сталі 71, вірогідно, що для забезпечення такої сталі високої твердості режими її термічного оброблення були жорсткішими.

Що стосується показників ударної в'язкості сталі 71, у вихідному стані вона суттєво, майже в 1,5 рази, вища, ніж у менш легованої сталі ARMSTAL 500. Але в результаті високотемпературного нагріву за термічним циклом зварювання значення KCU металу на ділянці перегріву ЗТВ майже вирівнюються та мають тенденцію до монотонного зниження у міру підвищення інтенсивності його охолодження.

Незважаючи на те, що в металі ділянок ЗТВ, які знаходяться поза межами ділянки перегріву (низькотемпературні ділянки ЗТВ), структурних перетворень не відбувається, механічні властивості, включаючи твердість металу, в них також змінюється. Про це свідчать дані, наведені на рис. 4 та в табл. 6.

Результати досліджень свідчать про те, що початкова висока твердість металу, яку він набуває за рахунок термічного оброблення прокату, у економнолегованих сталей ARMSTAL 500 та Ramor 500 суттєво зменшується в результаті нагріву сталі

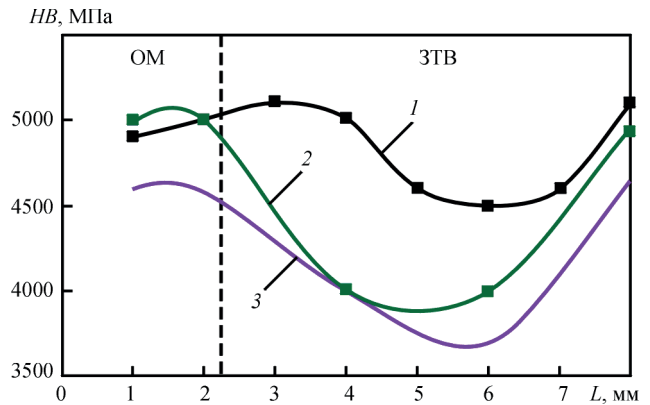


Рис. 4. Розподіл показників твердості в перерізі зварних з'єднань сталей 71 (1), ARMSTAL 500 (2) та Ramor 500 (3), виконаних механізованим зварюванням дротом Св-08Х20Н9Г7Т

за термічним циклом зварювання. Чим менша концентрація легуючих елементів у сталі, тим нижчі показники твердості металу спостерігаються на ділянці відпуску ЗТВ. Ймовірно це пов'язано з особливостями дифузійної активності вуглецю та розчинністю карбідних частинок у металі зазначених сталей. Відомо, що такі легуючі елементи, як Ti, Cr, Mo, уповільнюють швидкість дифузії вуглецю в металі, а такі, як Cr, Mo, Si, підвищують міжатомні зв'язки у ґратках α -розчину, уповільнюючи розчинність карбідів [15]. Оскільки концентрація зазначених елементів у сталі 71 перевищує

Таблиця 6. Механічні властивості середньовуглецевих легованих сталей, які досліджувалися, та металу ділянок ЗТВ, що нагрівалися до температур 780, 550 та 350°C

Маркування сталі	Температура нагріву, $^\circ\text{C}$	HV	$\sigma_{0,2}$	σ_b	δ_5	φ	$KCU, \text{Дж}/\text{см}^2$	
			МПа		%		+20°C	-40°C
ARMSTAL 500	вихідний стан	450	1447	1690	11,0	47,2	93	85
	350	420	1294	1497	21,0	63,0	69	46
	550	380	937	1044	20,0	69,1	96	83
	780	400	892	981	23,2	68,5	98	83
Ramor 500	вихідний стан	490	1475	1835	12,1	46,1	91	59
	350	500	1409	1773	13,6	55,4	50	37
	550	450	1378	1620	13,9	56,4	85	57
	780	490	1210	1463	14,8	67,0	98	62
71	вихідний стан	520	1542	1844	11,5	44,3	82	51
	350	500	1402	1594	14,6	61,3	36	32
	550	430	1389	1520	14,9	60,0	74	52
	780	420	1242	1383	15,0	67,2	83	55

їхній вміст у сталях ARMSTAL 500 та Ramor 500, то ефект від карбідного зміцнення прокату зберігається і в металі ЗТВ даної сталі.

У металі низькотемпературних ділянок ЗТВ спостерігаються зміни й інших показників механічних характеристик. Наявність чи відсутність таких змін залежить від хімічного складу сталі та температури, до якої нагрівався метал. Результати випробування зразків показали, що показники міцності ($\sigma_{0,2}$ та σ_b) металу ЗТВ, який нагрівався до температур від 350 до 780 °С, в усіх випадках зменшуються по відношенню до вихідної міцності сталі. Ступінь цих змін залежить від хімічного складу сталі та від температури, до якої метал ЗТВ нагрівався під час зварювання. Чим нижча концентрація легуючих елементів та бору в сталі або вища температура нагріву, тим суттєвіше зменшується міцність металу. Так, $\sigma_{0,2}$ та σ_b металу ЗТВ, який в процесі зварювання нагрівався до температури 780 °С, для зварних з'єднань сталі ARMSTAL 500 зменшується по відношенню до основного металу майже на 40 %, а для сталей 71 і Ramor 500 – на 20...25 %, що вдвічі менше. Найменші зміни показників міцності спостерігаються в металі, який під час зварювання нагрівався до температури 350 °С – зменшується приблизно на 10 % у зварних з'єднаннях сталі 71 та ARMSTAL 500 і залишаються майже без змін у з'єднаннях сталі Ramor 500.

Що стосується пластичних властивостей (δ_5 та φ), то на відміну від показників міцності, вони в зварних з'єднаннях сталей 71 та ARMSTAL 500, незалежно від температури, до якої нагрівався метал, зростають на 30...50 % і майже не змінюються в з'єднаннях сталі Ramor 500.

Щодо показників ударної в'язкості, то ці показники суттєво залежать як від температури, до якої метал нагрівався під час зварювання, так і від температур, за яких відбувалося випробування зразків. Найсуттєвіші зміни показників *KCU* спостерігаються в металі, який випробовувався за температури 20 °С. Найнижчі значення ударної в'язкості характерні для ділянки ЗТВ, що нагрівалася до температури 350 °С. Ймовірно це – температура крихкості такого металу. Меншою мірою вона залежить від температури випробувань зразків (чим температура нижча, тим нижчі зна-

чення *KCU*). Щодо зразків, надріз в яких виконувався на ділянках, де метал нагрівався до температур 550 та 780 °С, то показники їхньої ударної в'язкості співставні з основним металом та майже в 1,5...2,0 рази вищі, ніж у зразків з надрізом по зоні, де метал нагрівався до температури 350 °С.

Ще однією важливою характеристикою зварних з'єднань є їхня здатність чинити опір утворенню холодних тріщин. Як свідчать нижче наведені матеріали, стійкість з'єднань проти утворення таких тріщин значною мірою залежить від системи легування металу швів. Виключно високу стійкість проти утворення холодних тріщин мають зварні з'єднання, виконані високолегованими зварювальними матеріалами – дротом Св-08Х20Н9Г7Т при механізованому зварюванні в захисних газах або електродами марки НИИ 48Г при ручному електродуговому зварюванні. Незалежно від марки сталі, тріщини в зразках були відсутні навіть у тому випадку, коли зварювання технологічних проб виконувалося без попереднього їхнього підігріву.

Дослідження технологічних проб, зварювання яких виконувалося без попереднього підігріву низьколегованим дротом марки Св-10ГСМТ або електродами УОНИ 13/55, засвідчило, що всі вони схильні до утворення холодних тріщин. Методом акустичної емісії встановлено, що зародження холодних тріщин у таких пробах, незалежно від товщини металу, відбувається вже за кілька хвилин після закінчення зварювання. Про це свідчила поява інтенсивних сигналів акустичної емісії. У деяких випадках утворення тріщин супроводжувалося характерним звуком (тріском). У міру підвищення температури попереднього підігріву зварних з'єднань інтенсивність утворення та розвитку в них холодних тріщин зменшується, а при певних температурах тріщини не утворюються (табл. 7).

Температура підігріву зварних з'єднань залежить від вмісту легуючих елементів у сталі. Чим більша їхня концентрація, особливо хрому та молібдену, тим вищою має бути температура попереднього підігріву. Зокрема встановлено, що у разі використання для зварювання сталей марок 71, Ramor 500 та ARMSTAL 500 низьколегованого дроту марки Св-10ГСМТ, щоб уникнути утворення в з'єднаннях холодних тріщин, перед зварюванням їх необхідно підігрівати: з'єднання

Таблиця 7. Дані щодо стійкості технологічних проб, виконаних дротом марки Св-10ГСМТ, проти утворення холодних тріщин

Марка сталі, товщина металу	Температура попереднього підігріву, °С				
	20	50	100	150	200
Ramor 500, $\delta = 16$ мм	Наявні тріщини	Наявні тріщини	Тріщини відсутні	Тріщини відсутні	–
ARMSTAL 500, $\delta = 14$ мм	Наявні тріщини	Наявні тріщини	Тріщини відсутні	Тріщини відсутні	–
71, $\delta = 14$ мм	Наявні тріщини	Наявні тріщини	Наявні тріщини	Наявні тріщини	Тріщини відсутні

сталей Ramor 500 та ARMSTAL 500 до температури 100 °C; з'єднання сталі 71 – до значно вищої температури (200 °C).

Висновки

Результати досліджень щодо впливу термічних циклів зварювання на механічні властивості металу високо- та низькотемпературних ділянок ЗТВ зварних з'єднань різних за хімічним складом середньовуглецевих легованих сталей високої твердості (*HB* 500) та на їхню здатність чинити опір утворенню холодних тріщин показали наступне:

1. Висока твердість металу, яку він набуває за рахунок термічного оброблення сталі при виготовленні прокату, може зменшуватися в результаті його нагрівання під час зварювання. Найсуттєвіше це проявляється для металу низькотемпературної ділянки ЗТВ, що нагрівався до температур 550...780 °C.

2. На ділянці перегріву ЗТВ сталей закордонного виробництва при швидкостях охолодження $W_{6/5} \leq 5,0$ °C/c формується змішана бейнітно-мартенситна структура, а у сталі 71, незалежно від швидкості охолодження та при $W_{6/5} > 5,0$ °C/c для інших сталей – мартенситна структура. Зі збільшенням швидкості охолодження металу дисперсність структурних складових зростає.

3. Твердість і міцність металу ділянки перегріву ЗТВ, що охолоджувався зі швидкістю $W_{6/5} \leq 5,0$ °C/c, на 10...20 % менша, ніж у основного металу (чим нижча концентрація легуючих елементів у сталі, тим менша міцність). У діапазоні швидкостей охолодження $10,0 \leq W_{6/5} \leq 15,0$ °C/c різниця між твердістю та міцністю основного металу та металу ділянки перегріву ЗТВ стає малопомітною та майже вирівнюється при $W_{6/5} \geq 20,0$ °C/c.

4. Твердість і міцність металу ділянок ЗТВ зварних з'єднань, що нагрівався до температур 350...780 °C, по відношенню до основного металу зменшується, а пластичність збільшується.

5. Ударна в'язкість металу високотемпературної ділянки ЗТВ співставна з показниками *KCU* основного металу; на ділянках, що нагрівалися до температур 550...780 °C, вона зростає, а в тій, яка нагрівалася до температури 350 °C – зменшується. Останнє пов'язано з тим, що температура 350 °C входить у діапазон температур синьоламкості сталей, які досліджувалися.

6. Висока стійкість зварних з'єднань броньових сталей високої твердості проти утворення холодних тріщин при зварюванні без попереднього підігріву може бути отримана у разі використання для їхнього зварювання високолегованих матеріалів, які забезпечують формування в наплавленому

металі аустенітної структури. Щоб уникнути утворення холодних тріщин у з'єднаннях, зварювання яких виконується із застосуванням низьколегованих матеріалів, їх необхідно підігрівати.

Список літератури/References

1. Tekin Özdemir (2020) Mechanical & microstructural analysis of armor steel welded joints. *Intern. J. of Engineering Research and Development UMAGD*, 12(1), 166–175. DOI: <https://doi.org/10.29137/umagd.488104>
2. Konat, Ł., Białobrzeska, B., Bialek, P. (2017) Effect of welding process on microstructural and mechanical characteristics of Hardox 600 steel. *Metals*, 7(9), 349. DOI: <https://doi.org/10.3390/met7090349>
3. Gaivoronskyi, O.A., Poznyakov, V.D., Zavdoveyev, A.V., Klapatyuk, A.V., Denisenko, A.M. (2023) Prevention of cold cracking in armour steel welding. *The Paton Welding J.*, 5, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.05.01>
4. Oskwarek, M. (2006) Structural features and susceptibility to cracking of welded joints of Hardox 400 and Hardox 500 steels. In: *Proceedings of the IV Students' Science Conference: Human-Civilisation-Future, Wroclaw, Poland, 22–24 May 2006*, Vol. 2, pp. 115–120.
5. Cabrilo, A., Geric, K. (2016) Weldability of high hardness armor steel. *Advanced Materials Research*, 1138, 79–84. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.1138.79>
6. Kuzmikova, L. (2013) *An investigation of the weldability of high hardness armor steel*. Faculty of Engineering, University of Wollongong. <http://ro.uow.edu.au/theses/3853>
7. Shchudro, A., Laukhin, D., Pozniakov, V. (2020) Analysis of the effects of welding conditions on the formation of the structure of welded joints of low-carbon low-alloy steels. *Key Engineering Materials*, 844, 146–154. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.844.146>
8. Białobrzeska, B., Jasiński, R., Konat, Ł., Szczepański, Ł. (2021) Analysis of the properties of hardox extreme steel and possibilities of its applications in machinery. *Metals*, 11(1), 162. DOI: <https://doi.org/10.3390/met11010162>
9. Güler Özgül, H., Ertan, R., Ozcan, R. (2012) Influence of heat treatment parameters on the microstructure and mechanical properties of boron-alloyed steels. *Mater. Test.*, 54, 1–6. DOI: <https://doi.org/10.3139/120.110373>
10. Bin Khiyon, M.R., Salleh, S.M. (2017) Effect of heat-treatment on the hardness and mechanical properties of boron alloyed steel. *MATEC Web Conf.*, 90, 01014 DOI: <https://doi.org/10.1051/mateconf/20179001014>
11. Максимов С.Ю., Прилипко О.О., Берднікова О.М., Алексєнко Т.А., Половецький Є.В., Шепелюк Ю.А. (2021) Керування параметрами кристалічної ґратниці металу зварних з'єднань, виконаних під водою. *Металофізика та новітні технології*, 43(5), 713–723. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.05.0713>
12. Максимов, С.Ю., Прилипко, О.О., Берднікова, О.М., Алексєнко, Т.О., Половетський, Є.В., Шепелюк, Ю.А. (2021) Controlling the parameters of the metal crystal lattice of the welded joints made underwater. *Metallophysics And Advanced Technologies*, 43(5), 713–723 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.05.0713>
12. Позняков В.Д., Гайворонский А.А., Костин В.А. (2017) Особенности превращения аустенита и механические свойства металла в зоне термического влияния соединенный стали марки 71 при дуговой сварке. *Механіка та машинобудування*, 1, 254–260. Poznyakov, V.D., Gayvoronskyi, A.A., Kostin, V.A. (2017) Features of austenite transformation and mechanical properties of metal in the heat-affected zone of 71 grade steel

- joints during arc welding. *Mekhanika ta Mashynobuduvannia*, **1**, 254–260 [in Russian].
13. Zhdanov, V., Poznyakov, V., Baudin, T., Rogante, M., Kim, H.S., Heaton, M., Demchenko, Y., Zhukov, V., Skoryk, M. (2021) Effect of nutritional values on the processing properties and microstructure of HSLA rod processed by different technologies. *Materials Today Communications*, **28**, 102598. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102598>
 14. Позняков В.Д., Коренєв О.В. (2025) Механічні властивості металу ділянок зварних з'єднань середньовуглецевих легуваних сталей, що нагрівалися до температур від 350 до 800 °С. *Автоматичне зварювання*, **5**, 56–59. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2025.05.06>
Poznyakov, V.D., Korieniev, O.V. (2025) Mechanical properties of metal in areas of welded joints of medium carbon alloy steels heated to temperatures from 350 to 800 °C. *Automatic Welding*, **5**, 56–59 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2025.05.06>
 15. Zungang Mao, Farkoosh, A.R., Seidman, D.N. (2026) Effects of alloying elements on carbon diffusion in the austenite (f.c.c.)- and ferrite (b.c.c.)-phases. *Computational Mater. Sci.*, **265**, 114543. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2026.114543>
 16. Akhonin, S.V., Belous, V.Y., Selin, R.V., Kostin, V.A. (2021) Influence of TIG welding thermal cycle on temperature distribution and phase transformation in low-cost titanium alloy. *IOP Conf. Ser.: Earth Environ. Sci.*, **688**, 012012. DOI: <https://doi.org/10.1088/1755-1315/688/1/012012>
 17. Григоренко Г.М., Костин В.А., Орловский В.Ю. (2008) Современные возможности моделирования превращения аустенита в сварных швах низколегированных сталей. *Автоматическая сварка*, **3**, 31–34.
Grygorenko, H.M., Kostin, V.A., Orlovsky, V.Yu. (2008) Modern possibilities of modeling austenite transformation in welds of low-alloy steels. *Automatic Welding*, **3**, 31–34 [in Russian].
 18. Саржевский В.А., Сазонов В. Я (1981) Установка для имитации термических циклов сварки на базе машины МСР-75. *Автоматическая сварка*, **5**, 69–70.
Sarzhevsky, V.A., Sazonov, V.Ya (1981) Installation for simulating thermal welding cycles based on the MSR-75 machine. *Automatic Welding*, **5**, 69–70 [in Russian].
 19. Мусяченко В.Ф., Касаткин Б.С., Жданов С.Л., Гаврилов Б.К. (1981) Исследование условий образования и развития холодных трещин в сварном соединении высокопрочной стали методом акустической эмиссии. *Автоматическая сварка*, **7**, 5–7.
Musiyachenko, V.F., Kasatkin, B.S., Zhdanov, S.L., Gavrilov, B.K. (1981) Study of the conditions for the formation and development of cold cracks in a welded joint of high-strength steel by the acoustic emission method. *Automatic Welding*, **7**, 5–7 [in Russian].

THE INFLUENCE OF THERMAL WELDING CYCLES ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-HARDNESS ARMOUR STEELS

V.D. Poznyakov, O.V. Korieniev

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

E-mail: korenew@ukr.net

The influence of thermal cycles of welding on phase-structural transformations of the metal of the heat-affected zone of some medium-carbon alloyed armor steels of high hardness with different chemical composition has been investigated. The total mass fraction of silicon, manganese, chromium, nickel and molybdenum in steels of the brand 71, ARMSTAL 500 and Ramor 500 is 6.56, 2.76 and 2.53 %, respectively. It has been established that in the area of overheating of the metal of the heat-affected zone of steels with the total mass fraction of alloying elements is 2.53...2.76 %, at cooling rates $W_{6/5} \leq 5.0$ °C/s a mixed bainite-martensitic structure is formed, and in steel 71, regardless of the cooling rate, and at $W_{6/5} > 5.0$ °C/s for other steels – a martensitic structure. It was found that depending on the change in the structure of the metal in the area of overheating of the heat-affected zone, its mechanical properties also change. With increasing cooling rate, the hardness and strength of the metal increase, and the plastic properties decrease. It was established that high resistance of welded joints of the studied steels to the formation of cold cracks can be ensured if materials are used for their welding that ensure the formation of an austenitic structure in the deposited metal. 19 Ref., 7 Tabl., 4 Fig.

Keywords: armor steels, welding thermal cycle, metal structure, mechanical properties of the metal of welded joints, cold cracks

ORCID

В.Д. Позняков – <https://orcid.org/0000-0001-8561-3526>, О.В. Коренєв – <https://orcid.org/0009-0007-3533-1247>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

О.В. Коренєв

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: korenew@ukr.net

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

В.Д. Позняков, О.В. Коренєв (2026) Вплив термічних циклів зварювання на структуру та механічні властивості броньових сталей високої твердості. *Автоматичне зварювання*, **03**, 51–59. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.03.07>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 23.03.2026

Отримано у переглянутому вигляді 05.05.2026

Підписано до друку 14.05.2026

Оприлюднено 20.05.2026

МІЖНАРОДНИЙ КОНКУРС ЗВАРНИКІВ «ZLATÝ POHÁR LINDE 2026»

З 20 по 22 квітня 2026 р. у м. Фрідек-Містек (Чеська Республіка) відбувся 27-й Міжнародний конкурс молодих зварників серед студентів навчальних закладів віком до 20 років «Золотий кубок Лінде 2026» (Zlatý pohár Linde 2026). Організатор конкурсу – середня професійна школа м. Фрідек-Містек у співпраці з генеральним партнером фірмою Linde Gas a.s. Конкурс був рекомендований Міністерством освіти Чеської Республіки. Номінації конкурсу: 111 – дугове зварювання покритим електродом; 135 – зварювання в середовищі захисних газів електродом, що плавиться; 141 – дугове зварювання вольфрамовим електродом в інертному газі; 311 – газове зварювання. У конкурсі взяли участь 98 молодих зварників із 39 навчальних закладів Чехії, Словаччини, України та Болгарії. За номінаціями кількість учасників становила: метод 111 – 20, метод 135 – 31, метод 141 – 20, метод 311 – 20 конкурсантів.

Склад команди України. Керівник команди – Олександр Воробйов, провідний спеціаліст–керівник зварювальних робіт АТ «ОПЗ», виконавчий директор Одеського обласного ТЗУ, м. Південне, Одеська обл. Тренер команди – Олександр Попов, заступник директора з виробничої роботи Вищого професійного училища №7 м. Кременчук, Полтавська обл. Конкурсанти: номінація 111 – Дмитро Паламарчук, студент Вищого професійного учили-

ща №7 м. Кременчук; номінація 135 – Володимир Сотурчак, студент ДПТНЗ «Міжрегіональне вище професійне училище автомобільного транспорту та будівництва», м. Львів; номінація 141 – Олександр Никоненко, студент Вищого професійного училища №7 м. Кременчук, Полтавська обл.; номінація 311 – Тімур Вовнянко, студент ДНЗ «Ярмолинецький агропромисловий центр професійної освіти», смт. Ярмолинці, Хмельницька обл.

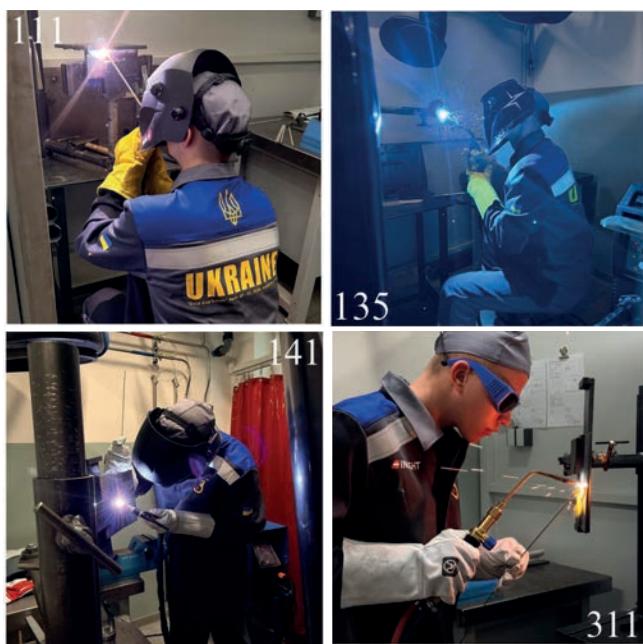
Міжнародний конкурс проводився тільки по практичних роботах. Практична частина конкурсу проходила в нових навчальних майстернях, які були введені в експлуатацію в 2024 р. і відповідали заявленій програмі та умовам проведення конкурсу. Інформація щодо конкурсних завдань була надана учасникам за місяць до початку конкурсу. У кожній номінації необхідно було виконати зварювання двох зразків пластин із вуглецевої сталі: стикового з'єднання у вертикально-неповоротному положенні, одностороннє зварювання з повним проплавленням без підкладки та кутового зварного з'єднання в стельовому положенні. За день до початку конкурсу нашим учасникам було надано можливість у зварювальних майстернях ознайомитися з робочим місцем, обладнанням і виконати пробну роботу.

Перед початком конкурсу керівництвом команди був проведений інструктаж та надані рекомендації стосовно виконання конкурсних завдань,





Команда України (зліва направо): Олександр Никоненко, Володимир Сотурчак, Олександр Попов, Ян Дурчак (SOŠ, Чехія), Олександр Воробійов, Дмитро Паламарчук, Тімур Вовнянко



Українські конкурсанти у роботі

враховуючи налаштування обладнання, особливості майстерень та отриману інформацію від організаторів щодо уточнення порядку виконання зварювання. Також був час ознайомити конкурсантів з обладнанням і матеріалами спонсорів команди.

Під час виконання практичних завдань до конкурсантів ставилися вимоги щодо дотримання режимів зварювання відповідно до технологічної інструкції (WPS), у тому числі щодо використання необхідного діаметра зварювальних матеріалів, послідовності зварювання, дотримання правил безпеки. Однією з важливих вимог було виконання примусової зупинки при

накладенні кореневого та облицювального швів (СТОП-СТАРТ). Підготовка пластин до зварювання мала виконуватися за нормами CSN EN ISO 9692-1. Загальний час, що включає підготовку зварних поверхонь, збирання з'єднання та налаштування джерела зварювання для виконання зварних з'єднань, становив 70 хв для методів 141, 135 та 80 хв для методів 311 та 111.

Експертним гарантом конкурсу виступило Чеське зварювальне товариство ANB. Від України до складу журі був включений Олександр Воробійов. Оцінювання зварних швів здійснювало журі за бальною системою згідно з нормами EN ISO 5817 лише методом візуального огляду.

Перед церемонією нагородження зварні зразки конкурсантів було виставлено у майстерні для ознайомлення учасниками конкурсу. Усі бажаючі могли подивитися та порівняти роботи суперників. За підсумками конкурсу переможці та призери були нагороджені дипломами та цінними подарунками від спонсорів змагань. Інші учасники отримали почесні грамоти від організаторів конкурсу.

Цього року команда України змогла досягти високих результатів підготовки зварників своєї команди. Підсумкові таблиці результатів красномовно про це кажуть. Найкращий результат у команді змогли показати Дмитро Паламарчук у номінації 111 – 2-е місце та Олександр Никоненко у номінації 141 – 2-е місце. Хочеться відзначити учасників нашої команди у номінаціях 311 Тімура Вовнянко, який зайняв 4 місце, та Володимира Сотурчака, який зайняв 6-е місце у номінації 135, яка є завжди самою найчисленнішою.

Участь команди зварників України у Міжнародному конкурсі «Золотий кубок Лінде 2026» не відбулася б, якщо б не підтримка спонсорів. Товариство зварників України висловлює подяку спонсорам, які надали фінансову підтримку: ТОВ «ВТЦ» Центр Зварювальних Технологій (м. Київ), ТОВ «ІНСАЙТ» (м. Чернігів), ПП ТОВ «БІНЦЕЛЬ УКРАЇНА ГМБХ» (м. Київ), ТОВ «Інтерхім-БТВ» (м. Київ), ВАТ «САММІТ» (м. Дніпро), ТОВ «ГЕФЕСТ-СВ» (м. Київ).

У цілому щодо міжнародного конкурсу молодих зварників «Золотий кубок Лінде 2026» слід зазначити, що цей конкурс було організовано та проведено на високому рівні. Організаторами робиться великий внесок у популяризацію професії зварника та підняття її престижу.

Олександр Воробійов

УЧАСТЬ ФАХІВЦІВ ІЕЗ ім. Є.О. ПАТОНА У ЛІКВІДАЦІЇ НАСЛІДКІВ АВАРІЇ НА ЧАЕС



40 років тому, 26 квітня 1986 р., сталася одна з наймасштабніших техногенних катастроф в історії людства – аварія на Чорнобильській атомній електростанції. Вибух на Чорнобильській АЕС належить до аварій ядерних об'єктів найвищого рівня. За характером протікання процесів руйнації 4-го енергоблоку та за масштабами наслідків аварію віднесено до 7-го рівня (тяжкі аварії) за міжнародною шкалою ядерних подій.

За всю історію ядерної енергетики ця катастрофа стала найбільшою як за кількістю загиблих і потерпілих від її наслідків людей, так і за економічними збитками.

У ліквідації наслідків цієї безпрецедентної техногенної катастрофи брало участь більш як 500 тис. людей, серед яких і співробітники Інституту електрозварювання, очолюваного академіком Б.Є. Патонем, а науково-технічні досягнення Інституту в зварювальному виробництві істотно допомогли у ліквідації страшних наслідків цієї катастрофи.

26 квітня було створено Урядову комісію з розслідування причин аварії на чолі з заступником Голови Ради Міністрів СРСР Б.Є. Щербинюю. Окрім з'ясування причин вибуху, комісія мала визначити обсяги катастрофи, розробити та впровадити заходи щодо її обмеження та усунення наслідків, охорони здоров'я й надання всебічної допомоги населенню.

Вже 28 квітня академік Б.Є. Патон дав розпорядження про створення комісії Академії наук УРСР. Оперативна група була формально затверджена 3 травня 1986 р. Проте перше засідання було проведено 29 квітня в Інституті ядерних досліджень і в період до 30 травня

відбулося 27 нарад під головуванням Б.Є. Патона. До ліквідації наслідків катастрофи були залучені 42 інститути Академії наук.

Основні зусилля спрямували на зниження радіоактивних викидів зі зруйнованого реактора і запобігання більш серйозним наслідкам.

Вже третього дня після аварії керівник Відділу неруйнівних методів контролю якості зварних з'єднань Інституту В.О. Троїцький почав проводити заняття з радіаційної гігієни. У відділі виготовляли портативні дозиметри.

20 травня 1986 р. до Чорнобиля виїхали директор СКТБ «Матеріалообробка вибухом» Л.О. Волгін і заступник декана зварювального факультету Київського політехнічного інституту В.М. Корж. Вони визначили потребу та можливості зварювальних і споріднених технологій у ліквідації наслідків аварії. Технічні пропозиції передали Урядовій комісії.

Наприкінці травня 1986 р. Комісія з ліквідації наслідків аварії на ЧАЕС при Раді Міністрів СРСР ухвалила рішення про термінове будівництво водоводу від р. Десна до Києва, оскільки дніпровська вода на той час вже була забруднена радіонуклідами. Співробітники Інституту взяли участь у будівництві водоводу Десна–Київ. На початку червня у міжріччя р. Дніпро та р. Десна було доставлено комплекс «Стик». На будівельний полігон направили групу спеціалістів Відділу фізико-хімічних процесів у зварювальній дузі: В.М. Шлепакова (керівник групи), А.М. Кутового (відповідальний за обладнання), Ю.О. Гаврилюка (відповідальний за технологію), С.П. Гюка (інструктор зі зварювання), В.О. Лисенка (дозиметрист-електрик). Землерийні роботи, що виконувалися бульдозерами та екскаваторами, і складально-зварювальні роботи, що виконувалися трубоукладачем та комплексом «Стик», складали по суті єдиний технологічний цикл і велися вахтовим методом у світлий час доби. За 14 днів водовід було зварено та зістиковано з дніпровською мережею водопостачання Києва через підводний водовід-дюкер.

Для відкачування ґрунтових вод з-під четвертого блоку потрібно було прокласти дренажний трубопровід. До Чорноби-

ля доставили трубозварювальний комплекс «Північ-1». У серпні на допомогу спеціальному монтажно-налагоджувальному управлінню «ГоловУпрНафтоГазБуд» відрядили співробітників Відділу стикового зварювання та інженерного центру зварювання тиском: провідного інженера Б.Ф. Пилипенка, керівника групи О.І. Тимофєєва та старшого інженера О.В. Мартиненка. До 10 вересня було зварено 212 стикових швів труб діаметром 1420 мм.

Автоматичне дугове зварювання неповоротних стиків труб великого діаметра з примусовим формуванням шва виконували також двома комплексами «Стик». За участю фахівців Інституту було зварено близько 10 км трубопроводу.

У жовтні 1986 р. група співробітників Інституту у складі В.О. Троїцького, Ю.М. Готальського, В.С. Грома та Ю.К. Бондаренка виїхала на другий блок ЧАЕС, терміново зупинений через дефект у системі охолодження контура теплоносія. Складність завдання (окрім близькості до епіцентру аварії) полягала в тому, що протікання було виявлено на ділянці гнutoї труби з товщиною стінки 60 мм. Працювали спільно з фахівцями Станції. Весь комплекс робіт, а саме: виявлення дефектів методами неруйнівного контролю, їхня ідентифікація, призначення технологічного процесу ремонту, зварювальні роботи та завершальний контроль якості, – було виконано оперативно, протягом кількох днів.

У листопаді 1986 р. співробітниками Інституту Б.С. Касаткіним і Ю.М. Готальським, а також головним зварювальником тресту «ПівденьТеплоЕнергоМонтаж» С.С. Ройтенбергом на ЧАЕС було організовано ремонт елементів трубопроводів контура теплоносія.

Виконувалися різні роботи і на прилеглий до ЧАЕС території, а також за її межами.

Необхідно було терміново будувати об'єкт «Укриття» (Саркофаг) – намет над реактором, який вибухнув. Для найшвидшої доставки будівельних матеріалів і техніки потрібен був автодорожній міст через р. Прип'ять. До проектних робіт приступили у вересні. Будівництво вів Мостогаїн № 12 (м. Дніпропетровськ). Наукове, конструкторське та технологічне забезпечення, а також супровід

здійснювали «КиївСоюзДорПроект» та Інститут електрозварювання. Будівельні металокопструкції виготовляли на Дніпропетровському заводі металокопструкцій ім. І.В. Бабушкіна. Співробітники Інституту С.І. Солов'яненко, Л.Ф. Богдановська, А.О. Маньковський працювали на заводі – брали участь у розробці технології виготовлення та здійснювали авторський нагляд за операціями збирання та зварювання металокопструкцій. Керівник відділу В.О. Ковтуненко проводив технологічний супровід монтажних робіт безпосередньо на будівництві моста. Працювали «з коліс» – виготовлені на заводі копструкції негайно транспортувалися до місця будівництва. У березні 1987 р. міст був прийнятий комісією.

В.О. Ковтуненка запросили консультувати проєкт «Укриття». Науково-інженерний супровід виготовлення копструкцій на заводі здійснювали також співробітники Інституту. Вся робота була виконана у травні–червні 1986 р.

В.О. Ковтуненко та очолюваний ним колектив забезпечили будівництво пункту дезактивації залізничних вагонів за 7 км від ЧАЕС. Підлога площею близько 2000 м² мала бути герметичною, щоб запобігти попаданню в ґрунт радіоактивного зливу. Вирішили робити підлогу металевою цільнозварною, сталеві листи стикувати автоматичним зварюванням на місці – на самому об'єкті. Втрата площинності не допускалася. У зв'язку з цим в Інституті було терміново розроблено технологію автоматичного зварювання під флюсом із використанням супутнього нагріву, що компенсує зварювальні деформації. В.П. Моргун розробив методику градієнтного нагріву. Технологічний супровід здійснювали, а також брали особисту участь у зварювальних роботах безпосередньо на об'єкті С.І. Солов'яненко, А.О. Маньковський, інженер-технолог А.А. Петрученко, зварники А.П. Пінтов і Ю.Є. Вакуловський. Роботу розпочали у вересні 1987 р. і завершили у липні 1988 р.

При прокладанні трубопроводу водоохолодження під реактор четвертого блоку неповоротні стики труб діаметром 32...109 мм з товщиною стінки 7 мм виконували аргонодуговим орбітальним зварюванням неплав-

ким електродом із застосуванням активуючого флюсу, розробленого у Відділі фізико-механічних процесів зварювання середньолегованих високоміцних сталей М.М. Савицьким. У м. Прип'ять співробітник відділу Г.М. Мельничук протягом трьох днів травня 1987 р. навчив роботи з обладнанням фахівців НВО «Спецатом». До місця зварювання оператори виходили у спеціальних костюмах, які забезпечували захист від радіації.

У грудні 1986 р. Л.О. Волгін разом зі співробітниками СКТБ підрильникими П.В. Загоровським і П.А. Зваричем видалили з покрівлі 3-го блока ЧАЕС 150 м пожежного водоводу діаметром 108 мм, конструкції гідромоніторів та 70 м огорожі. Конструкції розрізали за допомогою пристроїв на основі подовжених кумулятивних зарядів, керованих дистанційно. Максимальний час перебування персоналу при установці пристроїв для різання вибухом на даху енергоблока не перевищував 1,5 хв. Використання вибухової технології дозволило виконати роботи з різання металоконструкцій у стислі терміни, скоротивши при цьому тривалість перебування людини у зоні з високим рівнем радіації.

З 22 по 26 січня 1987 р. у Чорнобилі працював заступник директора СКТБ Ю.П. Буштєдт. Він вивчив стан і склав план-графік робіт з утилізації вибухом радіоактивно забрудненої техніки. З 18 березня до 03 квітня головний інженер СКТБ В.К. Деревиський, старший інженер М.П. Колесник і підрильник В.А. Кушніров виконали цей план.



Б.Є. Патон під час ліквідації аварії на ЧАЕС



Зварювальні технології ІЕЗ ім. Є.О. Патона при виготовленні обладнання для атомних електростанцій

Для розробки пропозицій з демонтажу будівельних конструкцій п'ятого та шостого блоків АЕС вибуховим методом у червні–листопаді 1987 р. у відрядженнях в Чорнобилі працювали начальник технічного відділу СКТБ О.П. Малакович і заступник директора А.Я. Коротеєв.

До заходів з ліквідації наслідків аварії на ЧАЕС можна віднести роботу Інституту з організації індустріального виготовлення спеціальних балонів для стиснутого повітря – частини засобу індивідуальної системи життєзабезпечення. На завод «Хіммаш» у м. Коростень було доставлено дві установки МПУ-4, а також прибули співробітники Відділу мікроплазмове зварювання: технологи А.С. Свєцинський, Є.М. Гусєв та електрик Д.І. Якушев. У стислі терміни було виготовлено 150 балонів.

Таким чином, слід зазначити, що під час ліквідації наслідків аварії на ЧАЕС був задіяний потужний науково-технічний потенціал Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона – знання та досвід співробітників, інноваційні технології, обладнання та зварювальні матеріали.

1. (1996) *Чорнобильська трагедія: Документи і матеріали. Збірник. Київ.*
2. Плохій С.М. (2019) *Чорнобиль. Історія ядерної катастрофи.* Пер. з англ. В. Махоніна. Харків, Бібколектор.
3. (2004) *Чорнобиль. 1986–1987 рр. Документи і спогади: Роль НАН України у подоланні наслідків катастрофи.* Київ, Академперіодика.
4. Барьяхтар В.Г. (2012) *Б.Є. Патон і участь НАН України в ліквідації наслідків аварії на ЧАЕС.* У кн.: Б.Є. Патон: 50 років на чолі академії. Київ, Академперіодика, с. 433–444.

Д.і.н. О.М. Корнієнко