

З А В Т О М А Т И Ч Н Е 4 З В А Р Ю В А Н Н Я 2026

«Автоматичне зварювання»

«Avtomatychne Zvaryuvannya» (Automatic Welding)

Видається з 1948 р.

www.patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as

Published since 1948

ЗМІСТ

НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

Сливінський О.А., Позняков В.Д., Коржик В.М., Ілляшенко Є.В., Бісик С.П. Формування структури та балістична стійкість з'єднань броньових сталей, одержаних імпульсно-плазмовим зварюванням.....	3
Зяхор І.В., Левчук А.М., Наконечний А.О., Шило Ю.А., Завертанний М.С., Гущин К.В., Кольцов В.В. Вплив режимів контактного стикового зварювання опором на формування різнорідних з'єднань жароміцних нікелевих сплавів	14
Костін В.А., Пузрін О.Л., Фальченко Ю.В., Петрушинець Л.В., Покляцький А.Г. Вплив проміжних прошарків на процеси фазоутворення під час вакуумно-дифузійного зварювання магнієвого сплаву МА2-1	24
Тунік А.Ю., Адеєва Л.І., Полещук М.А., Григоренко С.Г. Структура та мікротвердість стикових зварних з'єднань мідних сплавів, одержаних зварюванням тертям з перемішуванням.....	38
Мотруніч С.І., Яровицин О.В., Волосатов І.Р., Томко Д.С., Цзі Цзюньвень. Вплив параметрів дугового 3D друку на механічні властивості наплавленого металу сплаву Inconel 625	45
Аджамський С.В., Подольський Р.В., Балаханова Т.В., Барановська О.Є., Бадюк С.І., Тогобицька Н.П. Вплив діаметра фокусної плями на формування треків і форму проплавлення розплаву в LPBF-процесі сталі 316L.....	56
Петренко В.В., Копилов В.І. Підвищення тріщиностійкості плазмових покриттів при введенні до складу порошку нанорозмірних частинок SiO ₂	65

ІНФОРМАЦІЯ

До 70-річчя Володимира Миколайовича Сидорця	74
Міжнародний Промисловий Форум 2026	75
Конкурс зварників «Paton Welding Cup – 2026».....	78
Підготовка зварників для сучасного виробництва.....	79
Інноваційне обладнання компанії «ПАТОН ІНТЕРНЕТШНЛ» ...	80
Інноваційний помічник зварника Fronius Velo	81
Світовий гігант зварювального обладнання AOTAI на ринку України	83

CONTENTS

SCIENTIFIC AND INDUSTRIAL

Slyvynskyy O.A., Poznyakov V.D., Korzhyk V.M., Illiashenko Ye. V., Bisyk S.P. Structure formation and ballistic resistance of armor steel welded joints produced by pulsed-plasma welding.....	3
Zyakhor I.V., Levchuk A.M., Nakonechnyi A.O., Shylo Yu.A., Zavertanniy M.S., Hushchyn K.V., Koltsov V.V. Effect of resistance butt welding parameters on the formation of dissimilar nickel superalloy joints.....	14
Kostin V.A., Puzryn A.L., Falchenko Yu.V., Petrushynets L.V., Poklyatsky A.G. Influence of interlayers on phase formation during vacuum diffusion welding of magnesium alloy MA2-1	24
Tunik A.Yu., Adeeva L.I., Polieshchuk M.A., Hryhorenko S.G. Structure and microhardness of copper alloy butt welded joints produced by friction stir welding	38
Motrunich S.I., Yarovytsyn O.V., Volosatov I.R., Tomko D.S., Ji Junwen. Influence of arc 3D printing parameters on the mechanical properties of Inconel 625 cladding metal	45
Adzhamskyi S.V., Podolskyi R.V., Balakhanova T.V., Baranovskaya O.E., Badyuk S.I., Togobytska N.P. Influence of focal spot diameter on track formation and melt penetration shape in LPBF-process of 316L steel.....	56
Petrenko V.V., Kopylov V.I. Increase of crack resistance of plasma coatings with addition of nanosized SiO ₂ particles to the powder composition.....	65

INFORMATION

To the 70th anniversary of Volodymyr Sydorets	74
International Industrial Forum 2026.....	75
Welders' Competition «Paton Welding Cup – 2026».....	78
Training welders for modern production	79
Innovative equipment of "Paton International" LLC	80
Innovative welder's assistant Fronius Velo.....	81
AOTAI – global welding equipment giant in the Ukrainian market.....	83



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 (реєстрант) – 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
перевидуються англійською мовою в журналі
«The Paton Welding Journal» (індексується в Scopus):
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. Vladimirskyi, 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» (indexed in Scopus):
www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

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

Індекс реклам.

ТОВ «Патон Інтернешнл» – I стор. обкладинки.
ТОВ «ГЕФЕСТ СВ» – II стор. обкладинки.
ТОВ «ВТЦ» – III стор. обкладинки,
рекламна стаття на двох сторінках.
ТОВ «Інтерхім БТВ» – IV стор. обкладинки.

Підписано до друку 20.07.2026.
Формат 60×84/8. Офсетний друк.
Ум. друк. арк. 9,44.
Друк ТОВ «ДІА».

03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА БАЛІСТИЧНА СТІЙКІСТЬ З'ЄДНАНЬ БРОНЬОВИХ СТАЛЕЙ, ОДЕРЖАНИХ ІМПУЛЬСНО-ПЛАЗМОВИМ ЗВАРЮВАННЯМ

О.А. Сливінський^{1,2}, В.Д. Позняков², В.М. Коржик², Є.В. Ілляшенко², С.П. Бісик³

¹НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, Україна, м. Київ, Берестейський просп., 37.

E-mail: o.slyvinsky@gmail.com

²ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, Україна, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11

³Національний університет оборони України. 03049, Україна, м. Київ, просп. Повітряних Сил, 28

Наведено результати дослідження впливу імпульсно-плазмове зварювання з комбінованим легуванням металу шва присадним дротом і закладним прутком аустенітного класу на структуроутворення та балістичну стійкість зварних з'єднань сучасних броньових сталей високої твердості Armoх 500Т і Mars 600. Встановлено, що імпульсно-плазмове зварювання забезпечує формування повнопрохідних стикових з'єднань завтовшки 5...6 мм без розкриття крайок за питомої погонної енергії $Q/\delta \approx 0,16$ кДж·мм⁻². Показано, що за однакового рівня теплового впливу зварні з'єднання сталі Mars 600 вирізняються меншою шириною знеміченої ділянки зони термічного впливу порівняно зі сталлю Armoх 500Т внаслідок підвищеної стійкості легованої кремнієм вихідної мартенситної структури до короточасного відпуску. Встановлено, що комбіноване легування металу шва присадним дротом ОК Autrod 16.95 та закладним прутком ОК Tigrod 308L у поєднанні з високою часткою основного металу у формуванні шва забезпечує утворення високоміцних структур мартенситного типу. У зварних з'єднаннях сталі Armoх 500Т формується мартенситно-бейнітна структура металу шва з твердістю, що не поступається твердості основного металу. Для сталі Mars 600 встановлено формування гетерогенної структури мартенситу різної дисперсності за висотою шва. У верхній частині шва виявлено подрібнену структуру з ознаками безструктурного мартенситу. За результатами EDX- та NDIR-аналізу встановлено нерівномірний розподіл вуглецю та легувальних елементів за висотою шва. Обговорено можливий вплив пульсуючої стисненої плазмової дуги на інтенсифікацію масопереносу та перемішування металу зварювальної ванни, що може бути одним із чинників формування виявленої структурної анізотропності металу шва. Балістичними випробуваннями підтверджено, що розроблена технологія імпульсно-плазмове зварювання з комбінованим легуванням металу шва забезпечує одержання зварних з'єднань броньових сталей різних класів твердості з балістичною стійкістю, еквівалентною основному металу. Бібліогр. 29, табл. 3, рис. 8.

Ключові слова: броньові сталі високої твердості, імпульсно-плазмове зварювання, комбіноване легування металу шва, структуроутворення, мартенситні структури, зона термічного впливу, балістична стійкість

Вступ. Для виготовлення конструкцій військової і спеціальної техніки з бронезахистом від куль стрілецької зброї, а також осколків снарядів і мін широко застосовується листовий прокат завтовшки 2...20 мм із броньових сталей, термооброблених на високу твердість HBW 4,9...5,9 ГПа. На сьогодні на виробництві найпоширенішим способом з'єднання цих матеріалів є механізоване зварювання плавким електродом у захисному активному газі (MAG) із застосуванням високолегованих Cr–Ni–Mn зварювальних дротів аустенітного класу [1]. За умови мінімального ступеня перемішування наплавлюваного та основного металу зварний шов набуває аустенітної або аустеніто-феритної структури, що забезпечує зварним з'єднанням необхідний рівень утомної міцності [2] та опірності до холодних тріщин [3]. Водночас недоліком такого технологічного рішення є значне структурно-механічне розузгодження між металом

шва, зони термічного впливу (ЗТВ) та основним металом броні. Зокрема градієнт мікротвердості на границі сплавлення шва з ділянкою перегріву ЗТВ сягає у середньому 3,5...4,5 ГПа·мм⁻¹ [4, 5]. У порівнянні з основним металом, що зазвичай має однорідну структуру дрібногочастого мартенситу відпуску, метал аустенітного зварного шва має суттєво менші значення динамічної міцності й твердості та поступається йому за показниками балістичної стійкості [6].

Одним із перспективних шляхів розв'язання цієї проблеми є кероване формування структурно-фазового складу металу шва за рахунок збільшення частки основного металу в його складі та регулювання умов кристалізації і фазових перетворень [7].

У попередніх дослідженнях показано можливість підвищення твердості металу шва броньових сталей шляхом застосування TIG-зварювання [8], гібридного лазерно-дугового [9] та гібридного плазмове-дугового процесу [10, 11]. Перспективним є застосування імпульсно-плазмове зварю-

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Це стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

вання, що поєднує високу концентрацію енергії плазмової дуги з можливістю незалежного регулювання тепловкладення та кількості присадного металу. Такі особливості процесу створюють передумови для керованого впливу на частку участі основного металу у формуванні шва, інтенсифікації перемішування розплаву зварювальної ванни та формування структур із підвищеними показниками міцності й твердості. При цьому пульсація струму стисненої плазмової дуги впливає не лише на тепловий режим процесу, але й на гідродинамічний стан зварювальної ванни. Періодична зміна сили струму супроводжується зміною густини струму, ступеня стискання дуги, швидкості плазмового потоку та його тиску на поверхню розплаву. У результаті посилюються конвективні потоки та масоперенос у зварювальній ванні, що сприяє інтенсивнішому перемішуванню основного та присадного металів [12–16].

Для з'єднань броньових сталей це має особливе значення, оскільки збільшення частки основного металу у формуванні шва сприяє збереженню в ньому достатнього вмісту вуглецю для утворення структур мартенситного типу. Крім того, інтенсифікація перемішування створює передумови для рівномірнішого розподілу легувальних елементів у металі шва та керованого формування його структурно-фазового стану [14–16].

У [5] встановлено, що імпульсно-плазмове зварювання броньових сталей дозволяє суттєво зменшити витрати присадного металу порівняно з МАГ-зварюванням, що сприяє формуванню в металі шва переважно мартенситної структури з твердістю, близькою або навіть вищою за твердість основного металу. При цьому завдяки особливостям низькотемпературного перетворення аустеніту в металі шва забезпечується сприятливий залишковий напружений стан, що підвищує стійкість з'єднань проти холодного розтріскування [5].

Разом із тим у доступній літературі практично відсутні дані щодо впливу таких структурних змін на балістичну стійкість зварних з'єднань броньових сталей. Особливо недостатньо дослідженими залишаються особливості формування структури та балістичної стійкості металу шва за

одночасного використання декількох високолегованих зварювальних матеріалів і впливу пульсуючої плазмової дуги на процеси масопереносу та структуроутворення.

Метою роботи є встановлення закономірностей формування структури, твердості та балістичної стійкості зварних з'єднань броньових сталей для протикульового захисту, одержаних імпульсно-плазмовим зварюванням із комбінованим легуванням металу шва присадним і закладним зварювальними матеріалами аустенітного класу.

Матеріали та методи досліджень. Дослідження проводились із використанням листового прокату сталей двох марок: Armoх 500Т і Mars 600. За хімічним складом (табл. 1) та механічними властивостями листовий прокат сталі Armoх 500Т відповідає стандарту МО США щодо сталевих бронь високої твердості (~500 HB) [17], а зі сталі Mars 600 – броні надвисокої твердості (~600 HB) [18].

Автоматичне імпульсно-плазмове зварювання виконували за допомогою установки PLAZER-300 EMF (Виробник – ТОВ «НАУКОВО-ВИРОБНИЧИЙ ЦЕНТР «ПЛАЗЕР», Україна, ТУ У 27.9-38388946-001:2025). Отримували стикові з'єднання пластин зі сталі Armoх 500Т завтовшки 5,4 мм, зі сталі Mars 600 – 6,2 мм, без розкриття крайок, на мідній підкладці з фрезерованою канавкою для формування зворотного боку зварного шва. Застосовувались плазмоутворюючий газ – Ar і захисний газ – суміш Ar + 18 % CO₂. Під час вибору оптимальних режимів зварювання використовували результати [19–22].

Особливістю технології зварювання було одночасне використання двох зварювальних матеріалів різних марок (табл. 1). Застосовувався присадний дріт ESAB OK Autrod 16.95 діаметром 1,0 мм. Крім нього, з метою впливу на структурно-фазовий склад шва у зазорі між пластинами, що з'єднуються, було розміщено закладний пруток ESAB OK Tigrod 308L діаметром 1,2 мм під час зварювання сталі Mars 600 і 1,0 мм – для з'єднання пластин зі сталі Armoх 500Т. Пруток розміщувався на відстані ~1,0 мм від нижньої площини пластин, що з'єднуються.

Параметри режимів зварювання (табл. 2) обиралися з метою забезпечення повного проплавлення

Таблиця 1. Хімічний склад основних і зварювальних матеріалів, ваг. %

Матеріал	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	B	Al
Основний матеріал										
Armoх 500Т	0,28	0,002	0,007	0,24	0,85	0,90	0,50	0,354	0,001	0,050
Mars 600	0,43	0,0006	0,0054	0,82	0,499	1,881	0,15	0,33	0,0028	0,035
Зварювальні матеріали										
OK Autrod 16.95	0,06	0,010	0,020	0,80	6,70	8,10	18,2	0,10	–	–
OK Tigrod 308L	0,018	0,007	0,018	0,33	2,0	10,3	20,0	0,11	–	–

з'єднань за один прохід, з одночасною мінімізацією тепловкладення в основний метал: $I_{\text{ср}}$ – середнє значення модульованого струму, застосоване для розрахунку погонної енергії; I_i та I_n – струм імпульсу та паузи; f та S – частота та скважність імпульсів; $U_{\text{зв}}$ – середнє значення зварювальної напруги; $v_{\text{пд}}$ та $v_{\text{зв}}$ – швидкості подавання присадного дроту та зварювання. Погонна енергія Q розраховувалась для значення ефективного ККД нагрівання плазмового зварювання $\eta = 0,6$ згідно з ДСТУ ISO/TR 17671-1:2015.

Мікроструктура зварних з'єднань досліджувалась на металографічному мікроскопі iScore IS.1053-PLMi (травники: 4 % і 15 % розчини азотної кислоти в етиловому спирті для виявлення структури металу, що зварюється, та металу швів відповідно) і на сканувальному електронному мікроскопі TESCAN VEGA 3.

ДюрOMETричний аналіз за Вікерсом проводився на мікротвердомірі LHSV-1000Z з навантаженням 2,94 Н (300 г) у поперечному перерізі зварних з'єднань за двома напрямками вимірювання (рис. 1): на глибині 1,5 мм від лицьової площини з'єднаних пластин (напрямок x), а також за висотою зварних швів – вздовж їхньої вертикальної осі (напрямок y).

Аналіз хімічного складу зварних швів визначався методами енергодисперсійної рентгенівської (EDX) спектроскопії картуванням поверхонь металографічних шліфів площею 1×1 мм та недисперсійної інфрачервоно-абсорбційної (NDIR) спектроскопії за допомогою детектора Horiba EMIA PRO.

Балістичні випробування проводились в акредитованому науково-дослідному центрі випробувань, експертизи та сертифікації персональних броньованих засобів захисту Національного університету оборони України на відповідність зварних зразків класу захисту згідно з ДСТУ 3975-2000 «Захист панцерний спеціалізованих автомобілів. Загальні технічні вимоги». Обстріл здійснювався з відстані 10 м під кутом влучання 90° кулями калібру 5,45 мм (автоматний патрон 5,45×39) двох типів: ПС з термозміцненням на твердість 56...60 HRC осердям зі сталі 65Г та ПП (підвищеної пробивальності) з конічним осердям зі сталі 75 твердістю 60 HRC.

Результати досліджень. У межах ЗТВ з'єднань досліджених зварних зразків результати мікродюрOMETричного аналізу (рис. 2) демонструють типову для зварювання загартовано-відпущених сталей, зокрема й броньових, картину зміни твердості у міру віддалення від зварного шва.

Метал ділянок перегріву та повної перекристалізації (ЗТВ1), що під час нагрівання зазнавав аустенізації, після охолодження від максимальної температури має твердість, яка перебільшує твердість основного металу (заявлена виробниками обох сталей мінімальна гарантована твердість основного металу в термообробленому стані позначена горизонтальними пунктирними лініями). У межах ділянок неповної перекристалізації та відпуску (ЗТВ2) відбувається спадання твердості нижче від рівня показників твердості основного металу внаслідок обумовлених впливом зварювального тепла процесів відпуску та рекриста-

Таблиця 2. Параметри режимів зварювання дослідних зразків

Матеріал зразка	$I_{\text{ср}}$, А	I_i , А	I_n , А	f , Гц	S	$U_{\text{зв}}$, В	$v_{\text{пд}}$, м/хв	$v_{\text{зв}}$, мм/с	Q , кДж·мм ⁻¹
Mars 600	213	290	180	300	3,3	26,0	1,9	3,3	1,0
Armox 500T	201	280	170	300	3,3	25,7	1,6	3,6	0,86

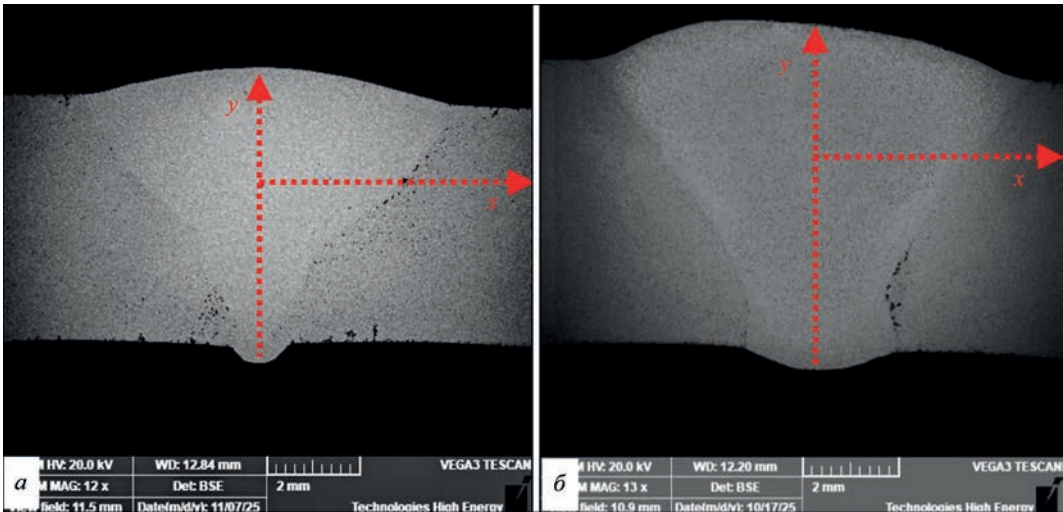


Рис. 1. Форма проплавлення зварних з'єднань броньових сталей з нанесеними напрямками вимірювання мікротвердості: а – сталь Armox 500T; б – сталь Mars 600

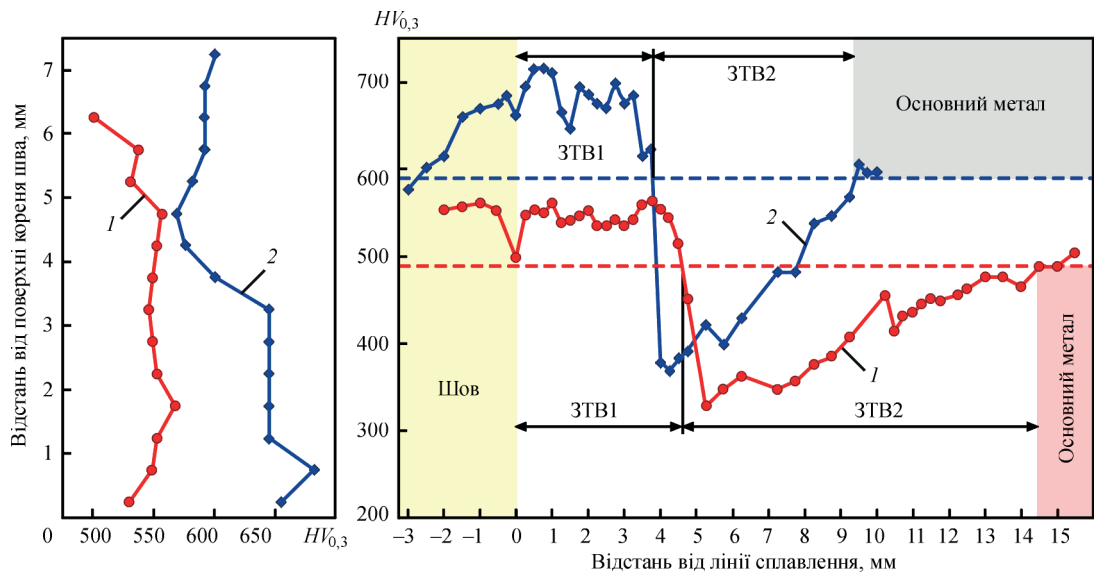


Рис. 2. Розподіл мікротвердості вздовж вертикальних осей зварних швів та у поперечному перерізі зварних з'єднань: 1 – сталь Arмох 500Т; 2 – сталь Mars 600

лізації вихідної структури. Водночас розподіл мікротвердості в межах зварних швів за горизонтальним (x) і вертикальним (y) напрямками вимірювання свідчить про утворення структур високої твердості одного порядку з твердістю металу ЗТВ1.

З порівняння результатів дюрOMETричного аналізу зварних зразків сталей Arмох 500Т і Mars 600 можна бачити, що протяжність ЗТВ у з'єднанні сталі Arмох 500Т виявилась помітно більшою, перш за все, через ширшу її знеміцнену ділянку ЗТВ2. Також у зразка зі сталі Arмох 500Т за вертикальним (y) напрямом вимірювання спостерігається помітне зменшення мікротвердості у верхній чверті зварного шва, обумовлене зростанням частки наплавленого металу в ній. Розподіл мікротвердості за висотою шва, утвореного під час зварювання зразка зі сталі Mars 600 дозволяє виділити три ділянки: 1) поблизу кореня, заввишки ~ 3 мм, з найвищою твердістю; 2) серединну, заввишки ~ 2 мм, у межах якої відбувається поступове зменшення твердості; 3) верхню, заввишки ~ 2 мм, з проміжними, у порівнянні з двома іншими ділянками, значеннями мікротвердості.

Враховуючи, що для з'єднань обох сталей значення питомої погонної енергії зварювання практично збігаються: $Q/\delta \approx 0,16$ кДж·мм⁻² (де δ – товщина основного металу), а також через віддаленість знеміцнених ділянок ЗТВ2 від області металургійних реакцій зі зварювальними матеріалами, причини збільшеної протяжності ЗТВ у зварному з'єднанні сталі Arмох 500Т можуть пояснюватись лише відмінностями у легуванні та технологіях термомеханічного оброблення досліджених сталей. Металографічні дослідження мікроструктури основного металу показали троостомартенситну структуру зразка зі сталі Arмох 500Т (рис. 3, *а*), у той час як сталь Mars 600 має структуру дрібногочастого рейкового мартенситу (рис. 3, *б*). Також варто зазначити наявність смуг різної протравлюваності за товщиною прокату обох сталей. За даними [23] для катаної сталевій броні Arмох 500Т ці особливості структурного стану пов'язані не з хімічною неоднорідністю матеріалу, а з бімодальним характером розподілу величин первинних аустенітних зерен, утвореним під час гарячого вальцювання. Смуги підвищеної

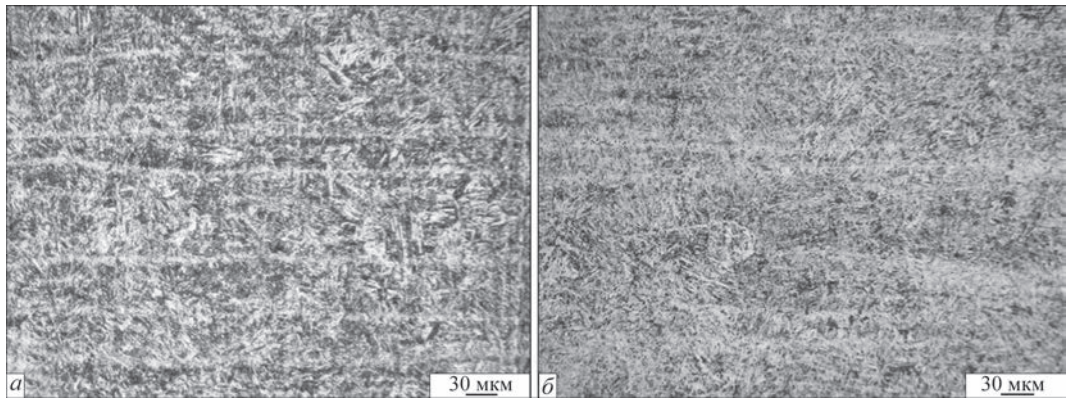


Рис. 3. Мікроструктура основного металу ($\times 500$): *а* – сталь Arмох 500Т; *б* – сталь Mars 600

протравлюваності збігаються з розташуванням дрібних зерен колишнього аустеніту й виглядають темнішими за світлі смуги металу з крупнішим первинним зерном.

З порівняння хімічного складу досліджених сталей (табл. 1) можна бачити, що в той час як у сталі Arмох 500Т кремній являє собою домішку розкислення, сталь Mars 600 легована цим елементом. Враховуючи, що кремній в мартенситному твердому розчині уповільнює дифузійну рухомість вуглецю у кристалічній ґратці та гальмує зародження карбідів на початкових стадіях відпуску [24, 25], короточасне нагрівання до температур низького відпуску найвіддаленішої від шва частини зварювальної ЗТВ сталі Mars 600 не спричинило суттєвих змін її структурного стану та твердості. Внаслідок цього ширина зменшеної ділянки (ЗТВ2) зварного зразка цієї сталі виявилась меншою, а видимі зміни у її структурі, порівняно з основним металом, спостерігалися лише для металу, що зазнавав нагрівання до температур високого відпуску. На рис. 4 наведено порівняння мікроструктури ділянок високого відпуску ЗТВ виконаних зварних з'єднань. У зразка зі сталі Arмох 500Т бімодальна за розподілом розміру первинного зерна вихідна структура перетворилася на троостит відпуску вздовж смуг підвищеної протравлюваності та рекристалізований зернистий ферит вздовж смуг світлого травлення (рис. 4, а). Структура металу ділянки високого відпуску зразка зі сталі Mars 600 однорідніша та складається лише з трооститу відпуску (рис. 4, б).

Металографічні дослідження зварного зразка зі сталі Arмох 500Т не показали помітних відмінностей мікроструктури в різних ділянках металу шва. Інтенсивне перемішування основного, присадного та закладного матеріалів обумовило утворення мікрообластей різної протравлюваності по всьому об'єму шва з різною концентрацією легувальних елементів (рис. 5, а). Проте стандартними мето-

дами оптичної металографії не вдалося виявити морфологічних ознак продуктів перекристалізації первинної структури. Натомість результати досліджень зразка зі сталі Mars 600 свідчать про утворення гетерогенної (на макрорівні) структури зварного шва, що корелює з встановленим розподілом мікротвердості вздовж його вертикальної осі (рис. 2). Всередині кристалітів кореневої області металу шва виявлено рейкову мартенситну структуру (рис. 5, б). У межах серединної за висотою ділянки шва, що вирізняється зменшенням мікротвердості, мартенситні пакети оптичною металографією не виявляються, проте з'являються смуги світлого травлення (рис. 5, в). Верхня ділянка зварного шва, метал якої має дещо вищі показники мікротвердості, має вигляд суцільного «білого шару», в якому протравлюються лише границі дендритних кристалітів (рис. 5, г).

Встановлені для зразка зі сталі Mars 600 особливості структуроутворення в металі зварного шва обумовлюються інтенсивнішим його легуванням зварювальними матеріалами, порівняно зі швом зразка зі сталі Arмох 500Т, завдяки вищій швидкості подавання присадного дроту, більшому діаметру закладного прутка та меншій швидкості зварювання.

За допомогою сканувальної електронної мікроскопії встановлено мартенситно-бейнітну структуру металу шва зварного зразка зі сталі Arмох 500Т. У межах окремих гілок стовпчастих кристалітів присутні пакети рейкового мартенситу (рис. 6, а, в), а також блоки бейнітної структури (рис. 6, б), утворення яких обумовлено концентраційною неоднорідністю розподілу легувальних елементів у металі шва. Середня ширина стовпчастих кристалітів складає 13...22 мкм.

Структура литого металу кореневої ділянки шва зварного зразка зі сталі Mars 600 – однорідна, дрібногочаста мартенситна (рис. 7, а–в). Середня ширина стовпчастих кристалітів сягає 14...30 мкм. Натомість метал верхньої ділянки шва має

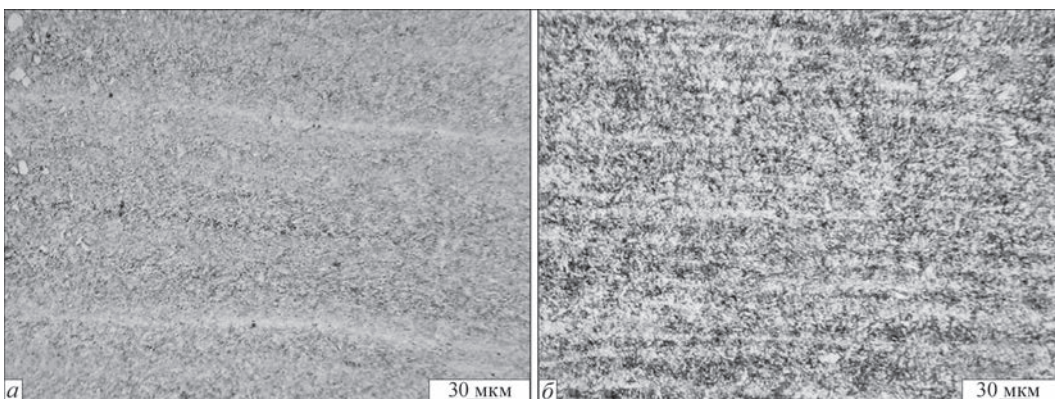


Рис. 4. Мікроструктура ділянки високого відпуску ЗТВ ($\times 500$): а – сталь Arмох 500Т; б – сталь Mars 600

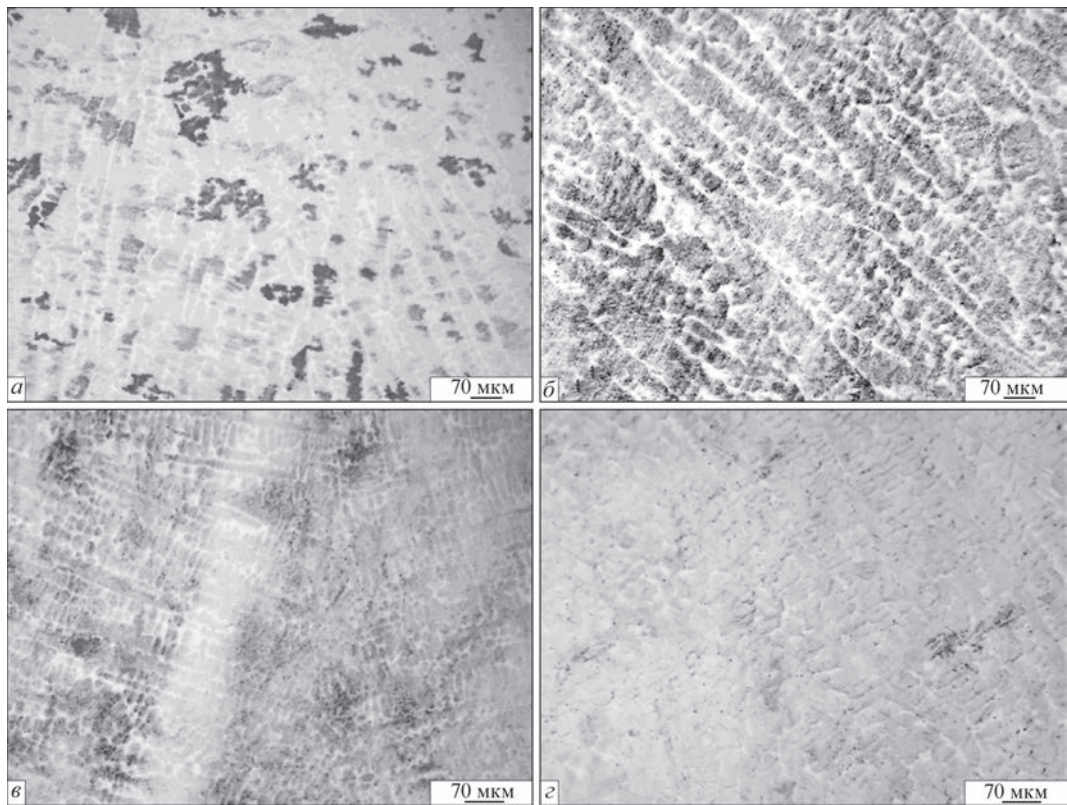


Рис. 5. Мікроструктура металу швів зварних з’єднань (×200): сталі Armoх 500Т (а) та сталі Mars 600 – коренева ділянка (б), серединна ділянка (в), верхня ділянка (г)

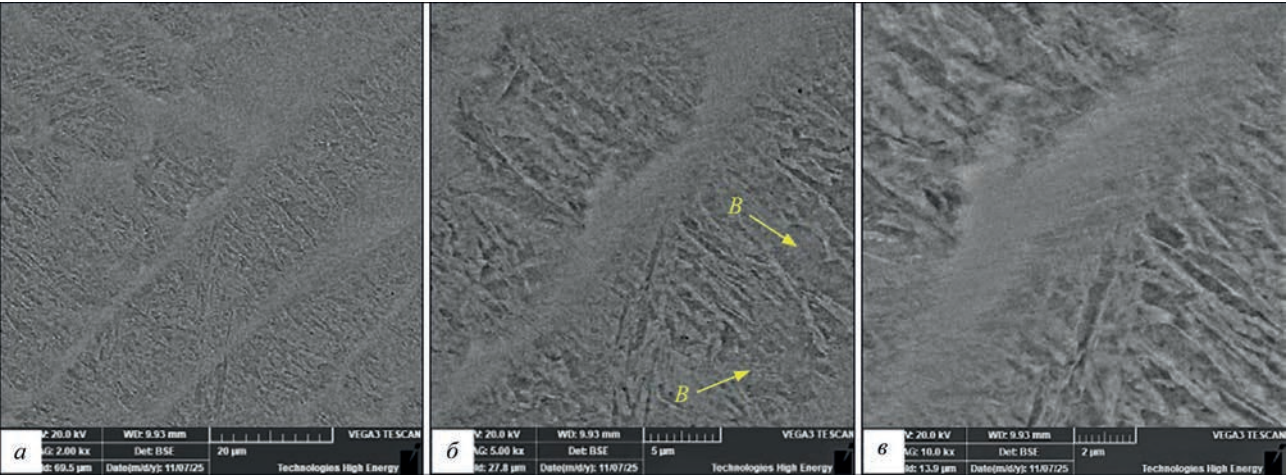


Рис. 6. Мікроструктура металу зварного шва зразка зі сталі Armoх 500Т: ×2000 (а); ×5000 (б); ×10000 (в). В – бейніт блокової морфології

значно дрібнішу первинну структуру з шириною кристалітів 5...12 мкм (рис. 7, з–е), що, вочевидь, обумовлюється особливостями впливу пульсуючої стисненої дуги на умови кристалізації зварювальної ванни, одночасно легованої присадним і закладним дротами. При цьому голчастої або пакетної структури класичного мартенситу всередині комірок дендритів не виявлено навіть за збільшення ×10000 (рис. 7, е).

Встановлена у зразка зі сталі Mars 600 висока мікротвердість металу верхньої ділянки шва ~580...600 $HV_{0,3}$ (рис. 2) та результати мікроструктурних досліджень (рис. 5, г; рис. 7, е) свідчать на

користь утворення у цій частині зварного шва так званого безструктурного мартенситу (гарденіту) – нанокристалічної суміші мартенситу та залишкового аустеніту. «Білий шар» безструктурного мартенситу, створюваний методами зміцнювального оброблення поверхні машинобудівних та інструментальних сталей [26, 27], а також гетерогенної сталевий броні [28] вирізняється високою твердістю та стійкістю до тертя та зношування. Обумовлене інтенсивним перемішуванням розплаву ванни подрібнення дендритної структури у верхній ділянці шва, за подальшого переохолодження нижче за температуру M_s , сприяло блокуванню

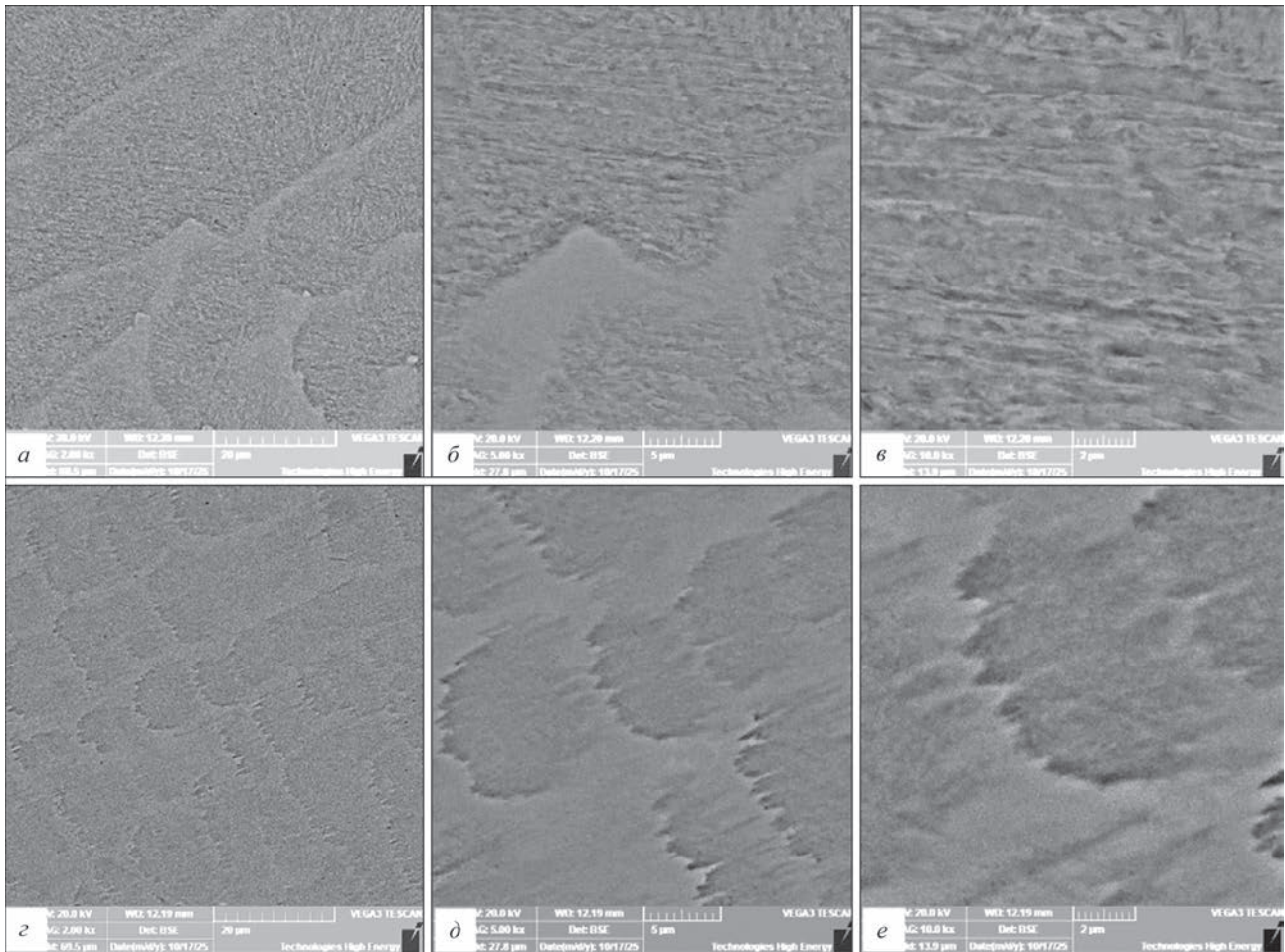


Рис. 7. Мікроструктура кореневої (а–в) та верхньої (г–е) ділянок металу зварного шва зразка зі сталі Mars 600: $\times 2000$ (а, г); $\times 5000$ (б, д); $\times 10000$ (в, е)

росту мартенситних кристалів границями сильно подрібнених зерен аустеніту, що, згідно з класичними уявленнями [29], є необхідною передумовою утворення безструктурного мартенситу.

Результати досліджень хімічного складу ділянок зварних швів з'єднань сталі Armoх 500Т і Mars 600 наведені у табл. 3. При цьому, враховуючи високу похибку EDX-визначення концентрації вуглецю, його середній вміст у металі обох швів додатково встановлювався методом NDIR-спектроскопії. З представлених у табл. 3 даних можна бачити, що середній вміст вуглецю в металі шва зразка зі сталі Armoх 500Т майже не зменшився порівняно з його вмістом в основному металі (табл. 1). Водночас середній вміст вуглецю в металі шва зразка зі сталі Mars 600 зменшився у порівнянні з основним металом на $\sim 25\%$. Для зварних швів з'єднань обох сталей має місце тенденція зменшення вмісту всіх легувальних елементів поруч зі зростанням концентрації вуглецю у кореневих ділянках шва порівняно з верхніми, незважаючи на прикореневе розташування низьковуглецевого високолегованого закладного матеріалу. Цей ефект може бути пояснений особливостями впливу пульсуючої стисне-

ної дуги на гідродинамічні та конвективні потоки в розплаві ванни.

Попри наявність у металі верхньої ділянки зварного шва зразка зі сталі Mars 600 ознак безструктурного мартенситу, він дещо поступається за показниками твердості металу кореневої області (рис. 2) через суттєво менший вміст вуглецю. Крім того, це – єдина ділянка серед усіх досліджених областей обох зварних швів, сумарний вміст легувальних елементів в якій відповідає критеріям високолегованої сталі (>10 ваг. %).

Результати балістичних випробувань зварних зразків наведені на рис. 8. Відповідно до протоколу випробувань зразок зі сталі Armoх 500Т завтовшки 5,4 мм витримав балістичні випробування щодо стійкості до обстрілу із застосуванням 5,45 $\times$ 39 мм автоматного патрону 7Н6М із кулею ПС (куля зі сталевим загартованим осердям у сталевій оболонці), що визначена класом захисту ПЗСА-3 за ДСТУ 3975-2000. Обстріл зразка із застосуванням патрону 7Н10 з кулею ПП (куля підвищеної пробивальності зі сталевим загартованим осердям у сталевій оболонці) спричинив наскрізне пробиття (рис. 8, а) як у металі зварного шва (влу-

Таблиця 3. Хімічний склад металу швів досліджених зварних з’єднань, ваг. %

Метод аналізу	Елемент	Armoх 500Т		Mars 600		
		Ділянка шва		Ділянка шва		
		Верх	Корінь	Верх	Середина	Корінь
EDX	C	6,04*	6,54*	6,81*	7,60*	8,42*
	Si	0,26	0,20	0,65	0,62	0,58
	Mn	1,60	1,49	1,81	1,30	1,20
	Cr	4,56	2,96	5,10	3,79	3,63
	Ni	1,94	1,79	3,30	2,88	2,69
	Mo	0,28	0,26	0,24	0,20	0,21
NDIR	C	0,27		0,32		

* – через високу похибку вимірювання значення вмісту вуглецю, встановлювані методом енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії, неведені лише для порівняльного аналізу.

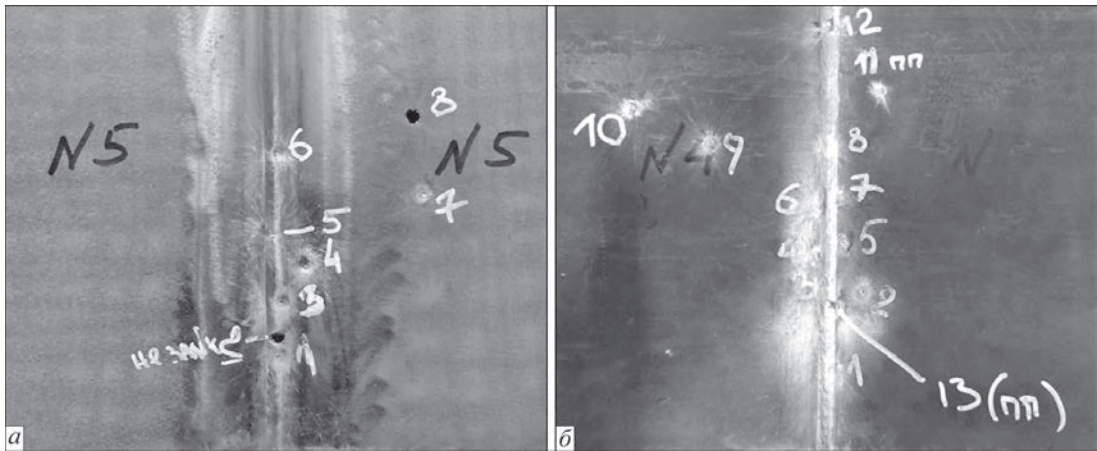


Рис. 8. Зовнішній вигляд зварних зразків після балістичних випробувань: а – сталь Armoх 500Т; б – сталь Mars 600

чання №2 «не залік»), так по основному металу, на який не вплинув термічний цикл зварювання (влучання №8).

Зварний зразок зі сталі Mars 600 завтовшки 6,2 мм витримав балістичні випробування щодо стійкості до обстрілу боєприпасами обох типів (рис. 8, б): кулею ПС (влучання №№1–9), а також кулею ПП (влучання №№10–13), визначеною класом захисту ПЗСА-4 згідно з вимогами ДСТУ 3975-2000.

Обговорення результатів. Отримані результати свідчать, що застосування імпульсно-плазмового зварювання з комбінованим легуванням металу шва дозволяє реалізувати підхід до зварювання броньових сталей, який суттєво відрізняється від традиційних технологій механізованого дугового зварювання із застосуванням високолегованих аустенітних присадних матеріалів. Для останніх характерним є формування аустенітного або аустенітно-феритного металу шва з рівнем твердості, нижчим за твердість основного металу, досить часто розглядається як один із факторів зниження локальної балістичної стійкості зварних з’єднань броньових сталей.

У досліджених з’єднаннях реалізується інший підхід до формування структури та властивостей металу шва. Незважаючи на використання висо-

колегованих зварювальних матеріалів аустенітного класу, у металі шва формуються структури мартенситного типу. Це свідчить про важливу роль основного металу у формуванні структури шва та підтверджує ефективність використання комбінованого легування в умовах високої частки участі основного металу у формуванні зварного з’єднання.

Порівняння результатів для сталей Armoх 500Т і Mars 600 показало, що характер структуроутворення визначається не лише умовами зварювання, але й особливостями хімічного складу броньових сталей. Вищий вміст вуглецю та кремнію у сталі Mars 600 сприяє формуванню більш дисперсних мартенситних структур і підвищує стійкість металу до процесів відпуску в зоні термічного впливу. Це узгоджується з результатами вимірювання мікротвердості та встановленим зменшенням ширини знеміщеної ділянки ЗТВ порівняно зі сталлю Armoх 500Т.

Однією з принципових особливостей застосованої технології є використання імпульсного режиму плазмового зварювання. Відомо, що періодична зміна сили струму плазмової дуги супроводжується зміною густини струму, електромагнітних сил, ступеня стискання дуги та тиску плазмового потоку на поверхню розплаву, внаслідок

док чого у зварювальній ванні виникають нестационарні конвективні потоки та посилюється масоперенос у розплаві [14–16].

Згідно з даними [14] визначальний вплив на течію металу при плазмовому зварюванні мають сили поверхневого натягу, електромагнітні сили, плазмовий потік та сили плавучості. При використанні імпульсного режиму зазначені фактори діють у нестационарному режимі, що призводить до періодичного збурення розплаву та інтенсифікації процесів масопереносу. Аналогічні тенденції щодо впливу імпульсної дії дуги на формування шва, подрібнення структури та підвищення однорідності металу встановлені також у [13, 15, 16].

З урахуванням отриманих результатів можна припустити, що встановлені особливості розподілу легувальних елементів і вуглецю за висотою шва, а також формування гетерогенної структури металу шва є наслідком спільної дії комбінованого легування та інтенсивного перемішування металу зварювальної ванни. При цьому періодична зміна тиску плазмового потоку та електромагнітних сил може сприяти ефективнішій взаємодії основного металу з присадним дротом і закладним прутком, що створює умови для формування градієнтного розподілу хімічних елементів у металі шва.

Важливою особливістю отриманих результатів є те, що висока балістична стійкість зварних з'єднань досягається не за рахунок локального зміцнення окремих ділянок, а внаслідок формування збалансованішого структурно-механічного стану зварного з'єднання у цілому. Формування високоміцного металу шва мартенситного типу в поєднанні з обмеженням ширини знеміцнених ділянок зони термічного впливу дозволяє уникнути різкого розузгодження властивостей між окремими зонами з'єднання, що є одним із ключових факторів забезпечення балістичної стійкості на рівні основного металу.

Таким чином, результати досліджень свідчать, що застосування імпульсно-плазмового зварювання з комбінованим легуванням металу шва створює умови для формування металу шва мартенситного типу з еквівалентним основному металу у термозміцненому стані рівнем балістичної стійкості. Досягнення такого результату обумовлено сукупною дією високої частки основного металу у формуванні шва, комбінованого легування присадним дротом і закладним прутком аустенітного класу, а також особливостями гідродинамічних процесів у зварювальній ванні в імпульсному режимі плазмового зварювання. Імовірно, періодична дія пульсуючої стисненої плазмової дуги сприяє інтенсифікації масопереносу та перемішування

розплаву, що створює додаткові передумови для формування встановленого структурного стану металу шва [14–16].

Висновки

Показано, що імпульсно-плазмове зварювання з незалежним регулюванням тепловкладення та кількості присадного металу забезпечує формування повнопрохідних стикових з'єднань броньових сталей Armoх 500Т і Mars 600 завтовшки 5...6 мм без розкриття крайок за питомої погонної енергії $Q/\delta \approx 0,16$ кДж/мм². За однакового рівня теплового впливу сталь Mars 600 вирізняється меншою шириною знеміцненої ділянки зони термічного впливу порівняно зі сталлю Armoх 500Т, що пов'язано з підвищеним вмістом кремнію та більшою стійкістю її мартенситної структури до короткочасного відпуску.

Встановлено, що комбіноване легування металу шва присадним дротом ОК Autrod 16.95 і закладним прутком ОК Tigrod 308L у поєднанні з високою часткою основного металу у формуванні шва дозволяє уникнути утворення м'якого аустенітного металу шва, характерного для традиційного МАG-зварювання броньових сталей. У з'єднаннях сталі Armoх 500Т формується мартенситно-бейнітна структура металу шва з твердістю, що не поступається твердості основного металу.

Для сталі Mars 600 встановлено виражену структурну анізотропність металу шва за висотою. У кореневій ділянці формується дрібногочастий мартенсит з найвищими значеннями мікротвердості, у середній частині – структура з нижчими значеннями твердості, а у верхній ділянці – подрібнена структура з ознаками безструктурного мартенситу. Отримані результати свідчать про суттєвий вплив умов кристалізації та розподілу легувальних елементів на формування структури металу шва.

Показано, що однією з важливих особливостей застосованої технології є використання імпульсного режиму плазмового зварювання. З урахуванням результатів структурних і хімічних досліджень можна припустити, що періодична дія пульсуючої стисненої плазмової дуги сприяє інтенсифікації масопереносу та перемішування металу зварювальної ванни, що створює додаткові передумови для формування градієнтного розподілу легувальних елементів і вуглецю за висотою шва.

Балістичними випробуваннями підтверджено, що розроблена технологія імпульсно-плазмового зварювання з комбінованим легуванням металу шва забезпечує одержання зварних з'єднань броньових сталей різних класів твердості з балістич-

ною стійкістю, еквівалентною основному металу. Для зразків зі сталі Mars 600 забезпечено стійкість проти ураження кулями ПС і ПП, а для Armoх 500Т встановлено, що руйнування визначається рівнем кулестійкості основного металу за жорсткіших умов випробування, а не властивостями зварного шва.

Список літератури/References

1. ДСТУ В 9014:2020. *Дугове зварювання конструкцій зі сталей високої твердості для легкоброньованої техніки. Технічні умови*. Київ, ДП «УкрНДНЦ».
2. DSTU V 9014:2020. *Arc welding of high-hardness steel structures for light armored vehicles. Technical specifications*. Kyiv, SE «UkrNDNTs» [in Ukrainian].
3. Men, I., Naroditsky, D. (2023) Vibration fatigue testing procedure of high strength MARS 600 steel fillet welds using stainless steel consumable electrode. *Advanced Engineering Forum*, **49**, 57–78. DOI: <https://doi.org/10.4028/p-o0a804>
4. Gaivoronskyi, O.A., Poznyakov, V.D., Zavdoveyev, A.V. et al. (2023) Prevention of cold cracking in armour steel welding. *The Paton Welding J.*, **05**, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.05.01>
5. Çoban, O., Kaymak, F., Gürol, U. et al. (2025) Characterization of fillet welded armor steel performed by robotic gas metal arc welding: effect of heat input on microstructure and microhardness. *J. of Mater. Eng. and Perform.*, **34**, 231–244. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-023-09058-y>
6. Сливінський, О. А., Квасницький, В. В., Прохоренко, О. В. та ін. (2025) Вплив низькотемпературного перетворення аустеніту в металі зварних швів на залишковий напружений стан зварних з'єднань броньової криці. *Металлофіз. новітні технol.*, **47**, 1295–1318. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.47.12.1295>
7. Slyvinsky, O.A., Kvasnytskyi, V.V., Prokhorenko, O.V. et al. (2025) The influence of low-temperature austenite transformation in weld metal on the residual stress state of welded joints of armor steel. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, 1295–1318 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.47.12.1295>
8. Madhusudhan Reddy, G., Mohandas, T., Papukutty, K.K. (1998) Effect of welding process on the ballistic performance of high-strength low-alloy steel weldments. *J. Mater. Process Tech.*, **74**(1–3), 27–35. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(97\)00245-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(97)00245-8)
9. Slyvinsky, O.A., Kovtoniuk, M.M. (2025) Approaches to enhancing the ballistic performance of welded joints in high and ultra-high hardness armor steels (Review). *The Paton Welding J.*, **12**, 11–19. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2025.12.02>
10. Morsy, M.A., Abdel Aziz, S.M., Abdelwahed, K. et al. (2022) Effect of welding parameters on the mechanical and metallurgical properties of armor steel weldment. *J. Eng. Appl. Sci.*, **69**, 62. DOI: <https://doi.org/10.1186/s44147-022-00102-7>
11. Sowards, J.W., Hussey, D.S., Jacobson, D.L. et al. (2018) Correlation of neutron-based strain imaging and mechanical behavior of armor steel welds produced with the hybrid laser arc welding process. *J. Res. Natl. Inst. Stand. Technol.*, **123**, 123011. DOI: <https://doi.org/10.6028/jres.123.011>
12. Güneş, A., Bayara, S., Karakaş, M.S. (2020) Effect of different arc welding processes on the metallurgical and mechanical properties of Ramor 500 armor steel. *J. Eng. Mater. Technol.*, **142**, 021007. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.4045569>
13. Skowrońska, B., Szulc, J., Bober, M. et al. (2022) Selected properties of Ramor 500 steel welded joints by hybrid PTA-MAG. *J. Adv. Join. Process.*, **5**, 100111. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jaip.2022.100111>
14. Son, H.J., Jeong, Y.C., Seo, B.W. et al. (2023) Weld quality analysis of high-hardness armored steel in pulsed gas metal arc welding. *Metals*, **13**(2), 303. DOI: <https://doi.org/10.3390/met13020303>
15. Sathish Kumar, K., Arivazhagan, N. (2024) An innovative pulsed current arc welding technology for armor steel: Processes, microstructure and mechanical properties. *Mater. Today Commun.*, **38**, 108237. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2024.108237>
16. Ngo Huu, M., Nguyen Van, A., Nguyen Van, T. et al. (2020) Material flow behavior on weld pool surface in plasma arc welding process considering dominant driving forces. *Appl. Sci.*, **10**(10), 3569. DOI: <https://doi.org/10.3390/app10103569>
17. Lu, Z., Zhang, W., Jiang, F. et al. (2019). A primary study of variable polarity plasma arc welding using a pulsed plasma gas. *Materials*, **12**(10), 1666. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma12101666>
18. Wang, Z., Jiang, D., Wu, J., Xu, M. (2020) A review on high-frequency pulsed arc welding. *J. Manuf. Process.*, **60**, 503–519. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.10.054>
19. (2008) MIL-DTL-46100E (MR) with Amendment 1. *Armor plate, steel, wrought, high hardness*. U.S. Detail Specification. Aberdeen, U.S. Army Research Laboratory.
20. MIL-DTL-32332A (MR). *Armor plate, steel, wrought, ultra-high hardness* (2018) U.S. Detail Specification. Aberdeen, U.S. Army Research Laboratory.
21. Khoshnaw, F., Krivtsun, I., Korzhyk, V. (2023) Chapter 2 – Arc welding methods. In: *Welding of metallic materials: methods, metallurgy and performance*. Ed by F. Khoshnaw. Amsterdam, Elsevier, 37–71. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-323-90552-7.00004-3>
22. Sydorets, V., Korzhyk, V., Khaskin, V. et al. (2017) Electrical characteristics of the equipment for the hybrid plasma-MIG welding. In: *IEEE 58th Intern. Sci. Conf. on Power and Electrical Engineering of Riga Technical University (RTUCON), Riga, Latvia*, 1–6. DOI: <https://doi.org/10.1109/RTUCON.2017.8124811>
23. Kvasnytskyi, V., Korzhyk, V., Lahodzynskyi, I. et al. (2020) Creation of volumetric products using additive arc cladding with compact and powder filler materials. In: *IEEE 10th Intern. Conf. Nanomaterials: Applications & Properties (NAP), Sumy, Ukraine*, 02SAMA16-1–02SAMA16-5. DOI: <https://doi.org/10.1109/NAP51477.2020.9309696>
24. Shevchenko, V., Korzhyk, V., Gao, S. et al. (2024) Formation of stainless steel welded joints produced with the application of laser and plasma energy sources. *Metals*, **14**(6), 706. DOI: <https://doi.org/10.3390/met14060706>
25. Гарасим Ю.А., Бондаревська Н.О., Тельович Р.В. та ін. (2021) Вплив швидкісного термозміцнення на бронестійкість високоміцного сталевого прокату захисного призначення. *Металлофіз. новітні технol.*, **43**, 1235–1246. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.09.1235>
26. Garasym, Ju. A., Bondarevska, N. O., Teliovich, R. V. et al. (2021). Influence of high-speed heat-setting on armor resistance of high-strength sheet metal of protective purpose. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, 1235–1246 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.09.1235>
27. Wang, Lj., Cai, Qw., Wu, Hb. et al. (2011) Effects of Si on the stability of retained austenite and temper embrittlement of ultrahigh strength steels. *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, **18**, 543–550. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12613-011-0475-0>
28. Kim, B., Celada, C., San Martín, D. et al. (2013) The effect of silicon on the nanoprecipitation of cementite. *Acta Mater.*, **61**, 6983–6992. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.08.012>
29. Kozechko, V.A., Kozechko, V.I. (2024) Combined ultrasonic-mechanical treatment. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, 851–860. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.46.09.0851>
30. Kolisnichenko, O.V., Korzhyk, V.M., Senderowski, C. et al. (2025) Influence of pulse plasma treatment on wear resistance of 40Kh steel surface layers. *The Paton Welding J.*, **09**, 39–45. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2025.09.05>
31. Bolotsky, M. (1945) *Armor-rolled: Metallurgical examination of British homogenous and face hardened armor*. Technical report WAL 710/724. Watertown Arsenal Laboratory.
32. Zav'yalov, A.S., Teplukhin, G.N., Gabeev, K.V. (1979) Conditions and mechanism of formation of structureless martensite (hardenite). *Met. Sci. Heat Treat.*, **21**, 750–752. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00708376>

STRUCTURE FORMATION AND BALLISTIC RESISTANCE OF ARMOR STEEL WELDED JOINTS PRODUCED BY PULSED-PLASMA WELDING

O.A. Slyvinsky^{1,2}, V.D. Poznyakov², V.M. Korzhuk², Ye.V. Illiashenko², S.P. Bisyk³

¹National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute». 37 Beresteysky Ave., 03056, Kyiv, Ukraine.
E-mail: o.slyvinsky@gmail.com

²E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

³National Defence University of Ukraine. 28 Prosp. Povitrianykh Syl, 03049, Kyiv, Ukraine

The results of a study on the effect of pulsed-plasma welding with combined alloying of the weld metal using an austenitic filler wire and an insert rod on the structure formation and ballistic resistance of welded joints of modern high-hardness armor steels Armox 500T and Mars 600 are presented. It was established that pulsed-plasma welding ensures the formation of full-penetration butt joints with a thickness of 5...6 mm without edge preparation at a specific heat input of $Q/\delta \approx 0,16 \text{ kJ}\cdot\text{mm}^{-2}$. It is shown that at the same level of thermal input, welded joints of Mars 600 steel are characterized by a smaller width of the softened zone within the heat-affected zone compared to Armox 500T steel, due to the increased resistance of the silicon-alloyed initial martensitic structure to short-term tempering. It was established that the combined alloying of the weld metal with OK Autrod 16.95 filler wire and OK Tigrod 308L insert rod, combined with a high share of the base metal in the weld formation, ensures the creation of high-strength martensitic-type structures. In the welded joints of Armox 500T steel, a martensitic-bainitic structure of the weld metal is formed, with a hardness that is not inferior to the hardness of the base metal. For Mars 600 steel, the formation of a heterogeneous martensitic structure of varying dispersion along the weld height was observed. In the upper part of the weld, a refined structure with signs of structureless martensite was detected. Based on the results of EDX and NDIR analysis, an uneven distribution of carbon and alloying elements along the weld height was established. The possible influence of the pulsating constricted plasma arc on the intensification of mass transfer and mixing of the weld pool metal is discussed, which may be one of the factors contributing to the formation of the observed structural anisotropy of the weld metal. Ballistic testing confirmed that the developed technology of pulsed-plasma welding with combined alloying of the weld metal ensures producing welded joints of armor steels of various hardness classes with ballistic resistance equivalent to that of the base metal. 29 Ref., 3 Tabl., 8 Fig.

Keywords: high hardness armor steel, pulsed plasma arc welding, combined alloying of the weld metal, microstructure formation, martensitic structures, heat-affected zone, ballistic resistance

ORCID

O.A. Сливінський – <https://orcid.org/0000-0001-6418-4898>, В.Д. Позняков – <https://orcid.org/0000-0001-8581-3526>,

В.М. Коржик – <https://orcid.org/0000-0001-9106-8593>, Є.В. Ілляшенко – <https://orcid.org/0000-0001-9876-0320>,

С.П. Бісик – <https://orcid.org/0000-0002-5009-2113>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

O.A. Сливінський

НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, Україна, м. Київ, Берестейський просп., 37.

E-mail: o.slyvinsky@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

Сливінський О.А., Позняков В.Д., Коржик В.М., Ілляшенко Є.В., Бісик С.П. (2026) Формування структури та балістична стійкість з'єднань броньових сталей, одержаних імпульсно-плазмовим зварюванням. *Автоматичне зварювання*, **04**, 3–13.

DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.04.01>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

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

Отримано 30.04.2026

Отримано у переглянутому вигляді 16.06.2026

Підписано до друку 20.07.2026

Оприлюднено 24.07.2026



ВПЛИВ РЕЖИМІВ КОНТАКТНОГО СТИКОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ОПОРОМ НА ФОРМУВАННЯ РІЗНОРІДНИХ З'ЄДНАНЬ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

І.В. Зяхор, А.М. Левчук, А.О. Наконечний, Ю.А. Шило, М.С. Завертанний, К.В. Гуцин, В.В. Кольцов

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, Україна, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: zyakhor2@ukr.net

Актуальною проблемою при виготовленні зварних компонентів авіаційних двигунів є розроблення ефективних технологій твердофазного з'єднання жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС). У роботі досліджували особливості формування різнорідних з'єднань у процесі контактного стикового зварювання (КСЗ) сплавів марок ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, які використовують вітчизняні виробники авіаційних газотурбінних двигунів. Досліджували мікроструктуру з'єднань, отриманих КСЗ за різних значень технологічних параметрів та одно- й двоступеневої циклограми прикладання тиску, зокрема з використанням проміжного елемента (ПЕ) у вигляді фольги ніхрому Х20Н80. Встановлено, що під час КСЗ головною проблемою є забезпечення рівномірного за перерізом і локалізованого по довжині тепловиділення в зоні контакту заготовок, що зумовлено специфічною температурною залежністю теплофізичних властивостей ЖНС. Збільшення температури металу в зоні контакту супроводжується зменшенням його питомого електричного опору, що пов'язано з розчиненням γ' -фази в процесі нагрівання. Для мікроструктури з'єднань сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, отриманих КСЗ, характерним є наявність литого ядра з дендритною мікроструктурою та дефектів типу «непровар» у периферійній частині перерізу заготовок. Використання ПЕ та збільшення інтенсивності деформаційного впливу на стадії осадки забезпечують локалізацію контактного нагрівання та витіснення розплавленого металу за межі перерізу заготовок. Формування бездефектного з'єднання по всьому перерізу заготовок забезпечувалось за рахунок кристалізації спільного для обох сплавів литого ядра в умовах інтенсивної пластичної деформації під час осадки заготовок. Дослідженнями морфології зміцнювальної γ' -фази у зоні часткового розплавлення встановлено, що короткочасне нагрівання до температури, яка значно перевищує значення $T_{\text{сольвус}}$, не призводить до розчинення γ' -фази в нерозплавлених зернах сплаву ВЖЛ12У. Зіставлення отриманих результатів із даними щодо повного розчинення частинок γ' -фази під час зварювання тертям сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД свідчить про значну роль пластичної деформації у формуванні фазового складу зварних з'єднань ЖНС. Бібліогр. 26, табл. 2, рис. 8.

Ключові слова: жароміцні нікелеві сплави, стикове зварювання тиском, контактне стикове зварювання, проміжний елемент, зварне з'єднання, мікроструктура, дендритна мікроструктура, γ' -фаза, мікротвердість

Вступ. Одним із головних завдань під час проектування нових конструкцій і виробництва авіаційних газотурбінних двигунів (ГТД) є отримання надійних нероз'ємних з'єднань жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) [1–3], зокрема в різнорідному сполученні. Зварювання різнорідних матеріалів – це з'єднання двох сплавів, які мають номінально різний хімічний склад. ЖНС зазвичай з'єднуються з іншими нікелевими сплавами, що мають різний склад, а також із вуглецевими та нержавіжними сталевими [4].

Актуальним для вітчизняних виробників авіаційних ГТД (ДП «Івченко-Прогрес», ПАТ «Мотор Січ») є застосування зварних моноколів турбіни, що передбачає необхідність розроблення ефективних технологій стикового зварювання лопаток із високолегованих ливарних ЖНС із дисками з середньолегованих деформівних (кованих) сплавів. В Україні виробники авіаційних ГТД як матеріал лопаток широко використовують високолегований

ливарний сплав ВЖЛ12У, а для дисків турбін – кований сплав ЕІ698ВД.

Сплав ВЖЛ12У має високі показники питомої жароміцності за температур до 1000 °С завдяки порівняно невеликому вмісту вольфраму та значній кількості алюмінію й титану – елементів із малою густиною, які утворюють основну зміцнювальну γ' -фазу на основі $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$. Для забезпечення підвищеної пластичності сплав ВЖЛ12У легований кобальтом (12...15 %), що при мінімальному вмісті вольфраму забезпечує пластичність γ -твердого розчину, а також сприяє утворенню підвищеної кількості γ' -фази (до 64 %), яка виділяється в процесі охолодження сплаву. Середньолегований сплав ЕІ698ВД використовується у виробництві кованих дисків ГТД для роботи при температурах до 750 °С. Експлуатаційні характеристики сплаву ЕІ698ВД досягаються за рахунок тріступеневої термічної обробки (подвійне загартовування та старіння), яка сприяє виділенню часток γ' -фази у кількості до 25 %.

Місце з'єднання диска з лопатками працює за умов високих температур, статичних і циклічних

навантажень. Тому технологія зварювання лопаток із диском має гарантувати відсутність будь-яких дефектів, а регламентовані технічними умовами мікроструктуру й фазовий склад ЖНС забезпечують шляхом післязварювальної термічної обробки (ТО) зварного моноколеса ГТД.

Аналіз літературних джерел. Схильність до утворення різноманітних дефектів, зокрема тріщин, суттєво обмежує використання способів зварювання плавленням ЖНС, зокрема у різноманітному сполученні [4]. Перспективним для вирішення проблеми якісного з'єднання ЖНС у різноманітному сполученні є використання способів стикового зварювання тиском [5]. Значна кількість наукових публікацій щодо зварювання тиском ЖНС стосується різних модифікацій зварювання тертям (ЗТ): конвенційного, інерційного, комбінованого, лінійного, орбітального ЗТ [6–12]. У зазначених роботах показана можливість формування якісних з'єднань ЖНС у одно- та різноманітному сполученнях за умови забезпечення в процесі ЗТ певних величин тиску й потужності тепловиділення, при яких відбувається пластифікація металу в зоні контакту та деформація заготовок на задану величину. Одним із чинників, що стримує широке промислове впровадження ЗТ під час виготовлення компонентів авіаційних ГТД, є складність і висока вартість обладнання, зокрема для лінійного та орбітального ЗТ.

У [13–15] досліджували мікроструктуру та механічні властивості з'єднань сплаву IN718, отриманих контактним стиковим зварюванням (КСЗ) оплавленням. Показано, що завдяки швидкій деформації при осадці забезпечується формування зварних з'єднань із дрібнозернистою динамічно рекристалізованою мікроструктурою. Зниження показників твердості в зоні з'єднання на 30 % обумовлено розчиненням часток зміцнювальних фаз у процесі оплавлення. Виконання ТО сприяє повторному виділенню часток зміцнювальних фаз і підвищенню показників твердості й міцності зварних з'єднань.

У [16–18] наведено результати досліджень дифузійного зварювання (ДЗ) ЖНС. Високі температури та прикладене зусилля стискання сприяють дифузії атомів із одного сплаву в інший у твердому стані, утворюючи нероз'ємне з'єднання. Досліджували формування з'єднань під час ДЗ нікелевого суперсплаву GH4099 через проміжний елемент (ПЕ) у вигляді нікелевої фольги завтовшки 2...10 мкм [16]. Встановлено, що зі зменшенням товщини фольги розподіл елементів і твердість по всій поверхні з'єднання стають одно-

ріднішими, що призводить до утворення міцних з'єднань.

Результати експериментів із ДЗ сплаву ЖС6К через ПЕ у вигляді наночаруватої фольги (НФ) систем Al–Ni і Co–Ti наведено в [17]. Показано, що використання фольги системи Al–Ni забезпечує утворення бездефектних з'єднань, сприяє активному протіканню дифузійних процесів із формуванням у зоні з'єднання однорідної за хімічним складом дифузійної зони з монотонним характером розподілу легуючих елементів.

У [18] наведено огляд результатів досліджень із використання ПЕ для з'єднання ЖНС, зокрема під час ДЗ із утворенням тимчасової рідкої фази. Показано, що використання ПЕ дозволяє знизити температуру процесу зварювання, підвищити механічну міцність зварних з'єднань ЖНС у одно- та різноманітному сполученнях, запобігає утворенню дефектів і крихких структурних складових.

Відомі технічні рішення щодо використання ПЕ для з'єднання жароміцних сплавів [19–21] у процесі КСЗ. Для підвищення ефективності нагрівання й формування якісних з'єднань використовували ПЕ у вигляді НФ. У [19] показано, що використання НФ системи Ti–Al завтовшки 60...100 мкм під час КСЗ жароміцного сплаву на основі алюмініду титану Ti–47Al–1,5Cr–2Nb дозволяє забезпечити більшу рівномірність процесу нагрівання по перерізу заготовок, покращити формування та механічні властивості зварних з'єднань.

У [20] досліджували формування однорідних з'єднань жароміцного сплаву γ -TiAl під час КСЗ із використанням ПЕ у вигляді тонкої металеві фольги різного хімічного складу та товщини. У якості ПЕ використовували титанові фольги з мікрокристалічною структурою завтовшки $\delta = 100...400$ мкм, НФ системи Ti/Al ($\delta = 30...160$ мкм) і НФ системи Ti/Co евтектичного складу ($\delta = 100$ мкм). У зоні з'єднань, отриманих КСЗ із використанням титанової фольги, виявляється структурна неоднорідність у вигляді прошарку титану та дефекти у вигляді ланцюжків пор. При застосуванні НФ системи Ti/Co евтектичного складу забезпечується формування з'єднань без дефектів і залишків фольги.

КСЗ жароміцного сплаву γ -TiAl з титановим сплавом ВТ5 без використання ПЕ не забезпечило формування бездефектних з'єднань [21]. Показано, що у зварних стиках спостерігаються ділянки литого металу та мікротріщини. Використання НФ евтектичного складу систем Ti/Cu і Cu–Ti/Ni–Cu суттєво впливає на процес нагрівання, активацію поверхонь і формування з'єднань. Вста-

новлено, що наявність НФ у зоні контакту під час КСЗ сприяє утворенню тонкого шару рідкої фази на початковій стадії процесу нагрівання, локалізації процесу тепловиділення, активації поверхонь сплавів γ -TiAl і ВТ5. За результатами енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії (ЕДС) встановлено формування бездефектних з'єднань без ділянок литого металу та залишків НФ, що вказує на повне витіснення матеріалу НФ за межі перерізу заготовок.

Ефективність застосування КСЗ для з'єднання жароміцних сплавів на основі алюмінідів титану [19–21] дає підстави сподіватись на позитивний результат використання цієї технології для з'єднання ЖНС. Актуальними є проведення досліджень формування різномірних з'єднань ЖНС у процесі КСЗ, зокрема ливарного лопаткового сплаву ВЖЛ12У та кованого дискового сплаву ЕІ698ВД, стосовно виготовлення зварних моноколів ГТД. Дослідження закономірностей формування з'єднань сплавів ВЖЛ12У та ЕІ698ВД у процесі КСЗ становить науковий інтерес і має практичну цінність.

Мета роботи – встановити закономірності формування різномірних з'єднань литого лопаткового сплаву ВЖЛ12У та кованого дискового сплаву ЕІ698ВД залежно від технологічного режиму КСЗ.

Матеріали та методика досліджень. Експериментальні дослідження з КСЗ проводили на стандартних зразках сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД діаметром 12,5 мм, виготовлених ПАТ «Мотор Січ». Стан поставки зразків сплаву ЕІ698ВД – після триступеневої ТО згідно з технічними умовами: загартування від 1100 °С, витримка 8 год, загартування від 1000 °С, витримка 4 год, старіння 775 °С, витримка 16 год. Стан поставки зразків сплаву ВЖЛ12У – після двоступеневої ТО: гомогенізація при $T_{\text{н}} = 1210$ °С, витримка 4 год, старіння 950 °С, 16 год. У всіх випадках – охолодження на повітрі. Хімічний склад основного металу (ОМ) сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД наведено в табл. 1.

Експериментальні зварювання проводили на машині К766 із максимальним осьовим зусиллям осадки $F = 10$ кН, зусиллям при нагріванні в межах 0,05...0,25 кН, значенням вторинної напруги U_2 зварювального трансформатора в межах $U_2 = 1,1...2,92$ В, номінальним зварювальним струмом $I_{\text{зв}} = 5$ кА, швидкістю осадки $V_{\text{ос}} = 15$ мм/с.

Таблиця 1. Хімічний склад ОМ досліджуваних сплавів

Сплав	Масова частка, %											
	C	Ti	Al	Cr	Mo	Nb	Co	V	Mn	Si	W	Ni
ЕІ698ВД	0,05	2,74	1,69	14,4	2,98	2,04	-	0,05	0,08	0,20	0,05	Осн.
ВЖЛ12У	0,18	4,5	5,4	9,7	3,1	0,8	14,0	0,8	0,01	0,03	1,4	Осн.

Особливістю машини К766 є відсутність загального масивного корпусу та низька інерційність рухомого затискача заготовок. У процесі доопрацювання механічної частини приводу осьового переміщення зменшено зусилля зсуву затискача під час прикладення тиску при нагріванні, яке після модернізації машини становило 0,45 Н. Програму зміни величини лінійного переміщення задавали за допомогою системи керування на основі персонального комп'ютера з використанням розробленого програмного забезпечення.

Геометрію зварних з'єднань, наявність дефектів та особливості будови визначали за допомогою макро- та мікроструктурного аналізу шліфів. Оптичну та растрову електронну мікроскопію (РЕМ) виконували на шліфах, підготовлених із використанням хімічного та електролітичного методів виявлення структури. Хімічне травлення виконували в реактиві Калінга №2 ($\text{CuCl}_2 - 5$ г, $\text{HCl} - 100$ мл, $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH} - 100$ мл). Електролітичне травлення проводили при напрузі 6...12 В у суміші сульфату амонію $((\text{NH}_4)_2\text{SO}_4 - 10$ г) з хромовим ангідридом ($\text{CrO}_3 - 10$ г) у дистильованій воді ($\text{H}_2\text{O} - 100$ мл). Час травлення – 5...15 с. Дослідження мікроструктури проводили на світловому мікроскопі Neophot-32 і ОЖЕ-мікрозонді JAMP-9500F, JEOL, ЕДС – за допомогою аналізатора INCA-450, OXFORD INSTRUMENTS із діаметром зонду ~1 мкм. Вимірювання мікротвердості виконували на мікротвердомірі LECO М-400 при навантаженні 1,0...5,0 Н.

Експериментальні дослідження виконували на режимах КСЗ із різними термодеомаційними умовами формування з'єднань. Ці умови визначалися, насамперед, локальністю й рівномірністю нагрівання заготовок за довжиною та перерізом за заданого значення вторинної напруги U_2 , а також інтенсивністю деформаційного впливу на стадії осадки. Інтенсивність нагрівання варіювали зміною тиску нагрівання $P_{\text{н}}$, а деформаційні умови формування з'єднань – зміною тиску осадки $P_{\text{ос}}$. Значення $P_{\text{ос}}$ змінювали від «низького» до «високого», що умовно відповідало режимам КСЗ від «м'якого» до «жорсткого».

Формування з'єднань при КСЗ досліджували в діапазоні зміни технологічних параметрів: тиск при нагріванні $P_{\text{н}} = 10...20$ МПа, тиск осадки $P_{\text{ос}} = 20...75$ МПа, час зварювання $t = 3...8$ с, величина

загальної осадки $\Delta = 1,5 \dots 10$ мм. Значення вторинної напружки становило $U_2 = 2,92$ В. Досліджували мікроструктуру зварних з'єднань, отриманих КСЗ за одно- і двоступеневою циклограмою прикладення тиску: режим 1 – $P_n = P_{oc} = 20$ МПа; режим 2 – $P_n = 20$ МПа, $P_{oc} = 40$ МПа; режим 3 – $P_n = 20$ МПа, $P_{oc} = 75$ МПа. Процес КСЗ за режимом 3 проводили з використанням ПЕ (вставки із матеріалу з високим питомим електричним опором) за схемою контактної нагрівки (рис. 1) [22]. У якості ПЕ застосовували фольгу завтовшки 0,1 мм із ніхрому Х20Н80 (20 % Cr, 80 % Ni).

Передбачалося, що використання пластичного прошарку ніхромової фольги сприятиме поліпшенню фізичного контакту завдяки згладжуванню мікронерівностей зварюваних поверхонь і вирівнюванню теплового балансу в зоні стику. Товщину фольги обирали з урахуванням результатів робіт, де застосовували ПЕ завтовшки 100...160 мкм [19, 20]. Використання більшого значення з цю-

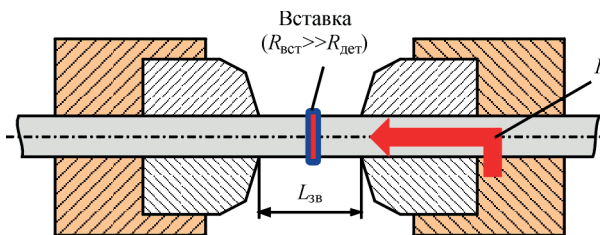


Рис. 1. Схема процесу контактної нагрівки через проміжну вставку з матеріалу з високим електричним опором: $R_{вст}$, $R_{дет}$ – питомий електричний опір вставки та деталі відповідно, $I_{зв}$ – зварювальний струм, $L_{зв}$ – відстань між затискними пристроями, яка визначає можливий припуск на зварювання [22]

го діапазону дає змогу знизити вимоги до підготовки зварюваних поверхонь, але, водночас, може спричинити хімічну неоднорідність у зварному з'єднанні. Технологічний процес КСЗ передбачав попереднє розміщення фольги між торцями заготовок сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД і виконання зварювання за встановленою програмою.

Результати досліджень, обговорення результатів. Мікроструктуру з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, одержаного КСЗ за режимом 1, наведено на рис. 2. У структурі металу зони з'єднання не спостерігається текстури деформації і характерної для способів стикового зварювання тиском зони термомеханічного впливу, що свідчить про формування з'єднання за рахунок плавлення та утворення спільного литого ядра (рис. 2, а) обох сплавів. У периферійній частині перерізу заготовок спостерігаються дефекти типу «непровар» і тріщини. Виникнення дефектів типу «непровар» при режимі 1 з одноступеневою циклограмою прикладення тиску пов'язане з відсутністю достатнього ступеня пластичної деформації заготовок: загальна величина осадки при зварюванні становила $\Delta_{зв} = 1,5$ мм.

Мікроструктура ділянок між литим ядром і сплавами ВЖЛ12У і ЕІ698ВД представлена відповідно на рис. 2, б і 2, в. На границі литого ядра й сплаву ВЖЛ12У, де метал у процесі КСЗ перебував у твердо-рідкому стані (рис. 2, б), границі зерен збагачені елементами з коефіцієнтом ліквідації $K > 1$ (титан, ніобій, алюміній). З боку сплаву ЕІ698ВД смугаста структура прокату ОМ і ланцюжки карбідних фаз ОМ поблизу литого ядра

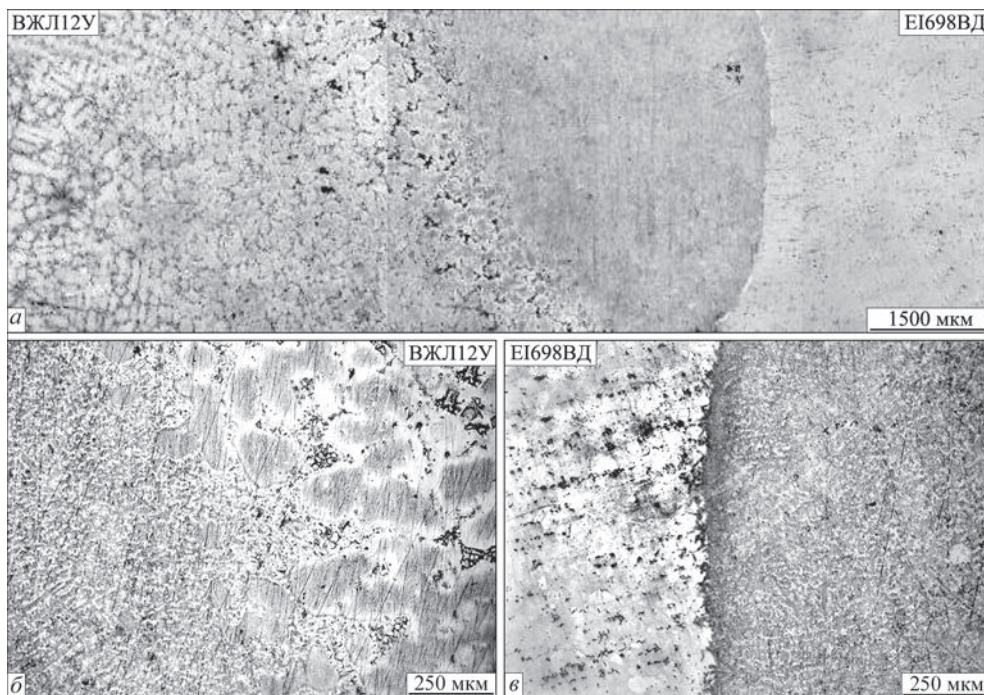


Рис. 2. Мікроструктура з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД (а), ділянки сплавлення литого ядра зі сплавом ВЖЛ12У (б) і сплавом ЕІ698ВД (в), режим 1

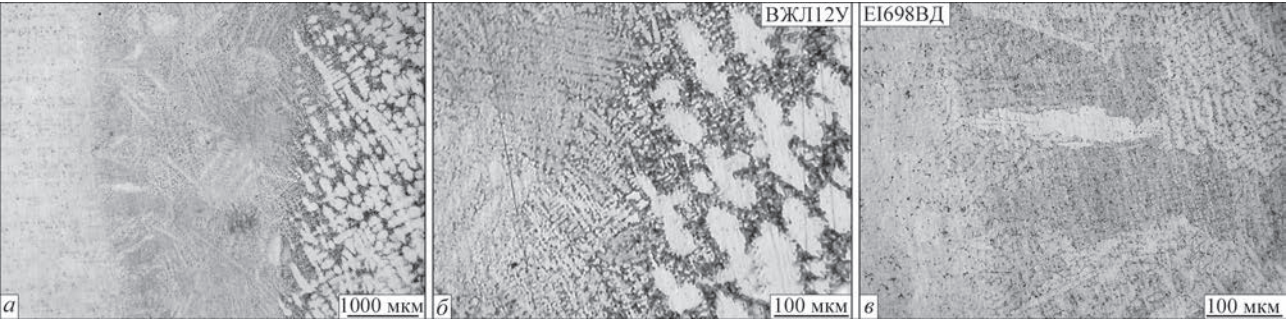


Рис. 3. Мікроструктура з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД (а), ділянки сплавлення литого ядра зі сплавом ВЖЛ12У (б) і сплавом ЕІ698ВД (в), режим 2

перериваються, натомість на границі з ядром спостерігаються скупчення надлишкових фаз (рис. 2, в), які містять дисперсні карбіди титану та ніобію. У ЗТВ сплаву ВЖЛ12У не спостерігається суттєвих змін дендритної структури ОМ і морфології часток карбідних фаз шрифтової морфології. Аналіз мікроструктури різномірної з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД при КСЗ за режимом 1 дозволяє зробити висновок, що характер формування з'єднання з утворенням спільного литого ядра є подібним до того, що спостерігається при контактному точковому зварюванні.

Мікроструктуру з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, одержаного КСЗ за режимом 2, наведено на рис. 3. Характерним є наявність литого ядра з дендритною мікроструктурою (рис. 3, а), але, на відміну від з'єднання при режимі 1, відсутні скупчення надлишкових фаз у перехідній ділянці між литим ядром і ЗТВ сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД (рис. 3, б, в). Це обумовлено більшою інтенсивністю деформаційного впливу на стадії осадки (величина осадки при зварюванні становила близько $\Delta_{зв} = 4$ мм). У периферійній частині

перерізу заготовок також спостерігаються дефекти типу «непровар». Утворення тріщин у зоні з'єднання не спостерігається, що, ймовірно, обумовлено кристалізацією литого ядра в зоні з'єднання в умовах прикладення підвищеного тиску осадки. Отже, при КСЗ на режимах 1 і 2 не забезпечується твердофазний характер формування різномірних з'єднань сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, у з'єднанні наявна структурна неоднорідність і дефекти зварювання.

Отримані результати при КСЗ за режимами 1 і 2 свідчать, що при контактному нагріванні заготовок із ЖНС не забезпечується рівномірне по перерізу заготовок і локальне по їхній довжині тепло-виділення в зоні контакту. Проблема забезпечення локалізованого виділення тепла при КСЗ обумовлена специфічною температурною залежністю теплофізичних характеристик ЖНС. Збільшення температури металу в зоні контакту супроводжується зменшенням його питомого електричного опору [23], що пов'язано зі зменшенням об'ємного вмісту γ' -фази. Оскільки питомий електричний опір γ' -фази вище ніж γ -фази, то в процесі нагрі-

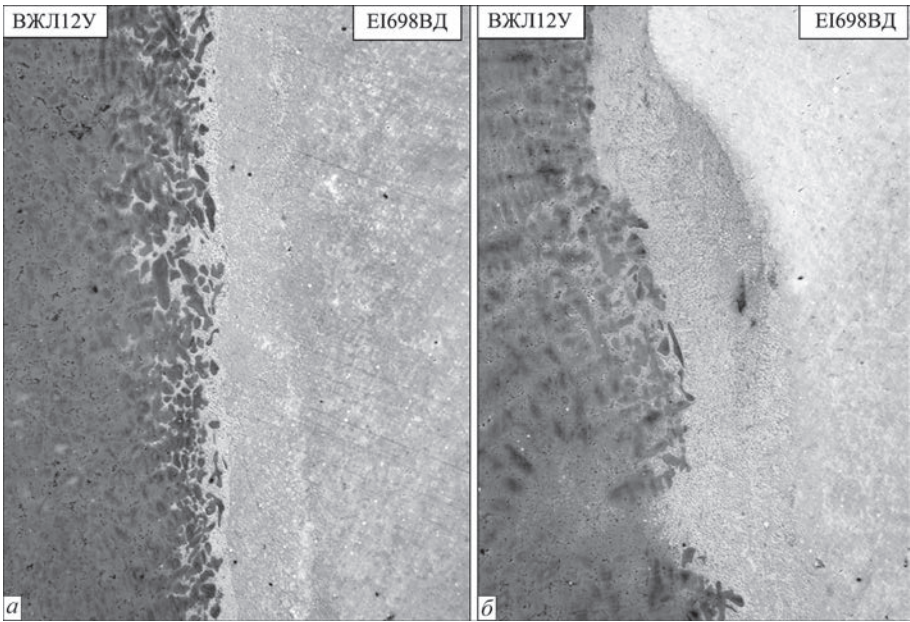


Рис. 4. Мікроструктура зони з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, режим 3: центр (а), периферія (б) перерізу заготовок

Таблиця 2. Результати ЕДС зони з'єднання сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД, режим 3, центр перерізу заготовок

Спектр	C	O	Al	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	W
1	1,37	0,31	3,61	2,13	0,64	11,00	0,20	0,00	15,96	59,69	0,00	3,14	1,95
2	1,12	0,21	3,57	2,62	0,48	9,86	0,61	0,00	15,70	60,61	0,38	2,82	2,03
3	1,07	0,25	2,64	2,44	0,16	11,71	0,00	0,22	7,63	70,25	0,33	2,00	1,30
4	1,33	0,24	2,21	2,66	0,42	12,32	0,00	0,24	6,08	69,69	0,92	2,58	1,32
5	1,25	0,12	1,19	2,41	0,00	13,70	0,83	0,48	0,95	74,79	1,45	2,53	0,30

вання при перевищенні значення $T_{\text{сольвус}}$ (температури повного розчинення γ' -фази), електричний опір металу зменшується та процес нагрівання в зоні контакту уповільнюється, натомість інтенсифікується процес нагрівання заготовок між затискачами зварювальної машини.

На рис. 4 наведено мікроструктуру з'єднання сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД, отриманого КСЗ за режимом 3 із використанням ПЕ у вигляді фольги завтовшки 0,1 мм із ніхрому Х20Н80. Як у центральній, так і в периферійній частинах перерізу заготовок відсутні тріщини, непровари, а також структурна неоднорідність у вигляді скупчень надлишкових фаз або залишків фольги. Ознак формування спільного литого ядра з дендритною мікроструктурою в зоні стику не виявлено. Використання пластичного прошарку ніхромової фольги поліпшує фізичний контакт між заготовками завдяки згладжуванню мікронерівностей зварюваних поверхонь і вирівнюванню теплового балансу в зоні стику. При цьому плавлення сплавів ВЖЛ12У та EI698ВД під час нагрівання відбувається більш локалізовано й рівномірно за перерізом. Висока інтенсивність деформаційного впливу на стадії осадки (її величина становила $\Delta_{\text{зв}} = 10$ мм) забезпечує часткове витіснення розплаву за межі контактної зони з його одночасною кристалізацією.

У з'єднанні можна виділити декілька зон, які відрізняються мікроструктурою (рис. 5) і хімічним складом (табл. 2): зони повного розплавлення обох сплавів (I), часткового розплавлення з боку сплаву ВЖЛ12У (II) і сплаву EI698ВД (III), ЗТВ з боку сплаву ВЖЛ12У (IV) і сплаву EI698ВД (V).

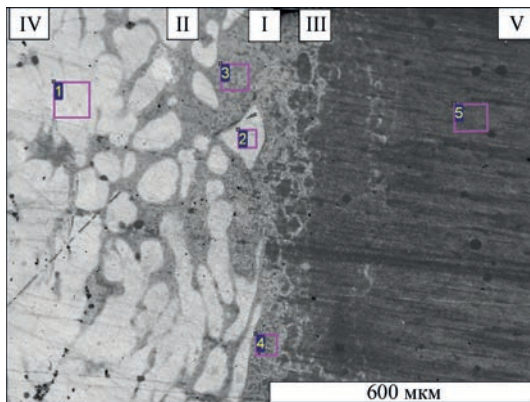


Рис. 5. СЕМ-зображення зони з'єднання сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД (режим 3), центр перерізу заготовок

Хімічний склад металу в зоні I є проміжним між складом ОМ сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД. Вміст легувальних елементів у зоні I (спектри 3, 4 – рис. 5, табл. 2) наближається до середнього арифметичного значення їхньої концентрації у зварюваних сплавах. Утворення шарів розплаву обох сплавів (і, ймовірно, спільного литого ядра) та подальше змішування рідкого металу в процесі деформації є визначальними факторами формування зони I різномірної з'єднання під час контактної нагрівання й осадки. Дендритна структура металу в зоні I відсутня, за винятком кільцевої ділянки біля ґрату – розплаву, витісненого за межі перерізу (рис. 4, б). Отримані результати свідчать, що кристалізація металу в зоні I відбувалася в умовах інтенсивної пластичної деформації під час осадки

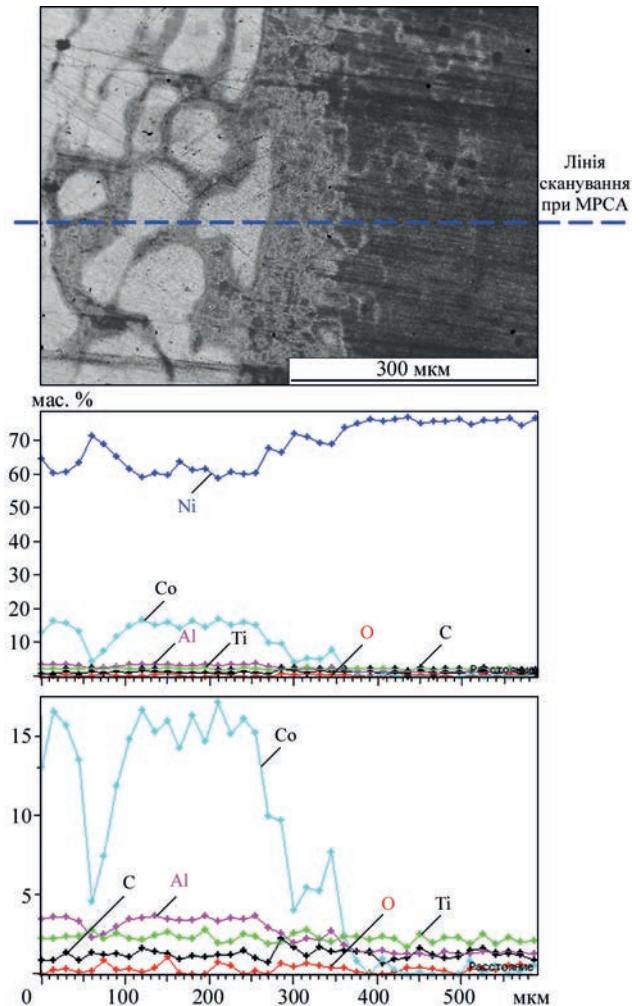


Рис. 6. Розподіл елементів у з'єднанні сплавів ВЖЛ12У і EI698ВД при МРСА, режим 3, центральна частина перерізу заготовок

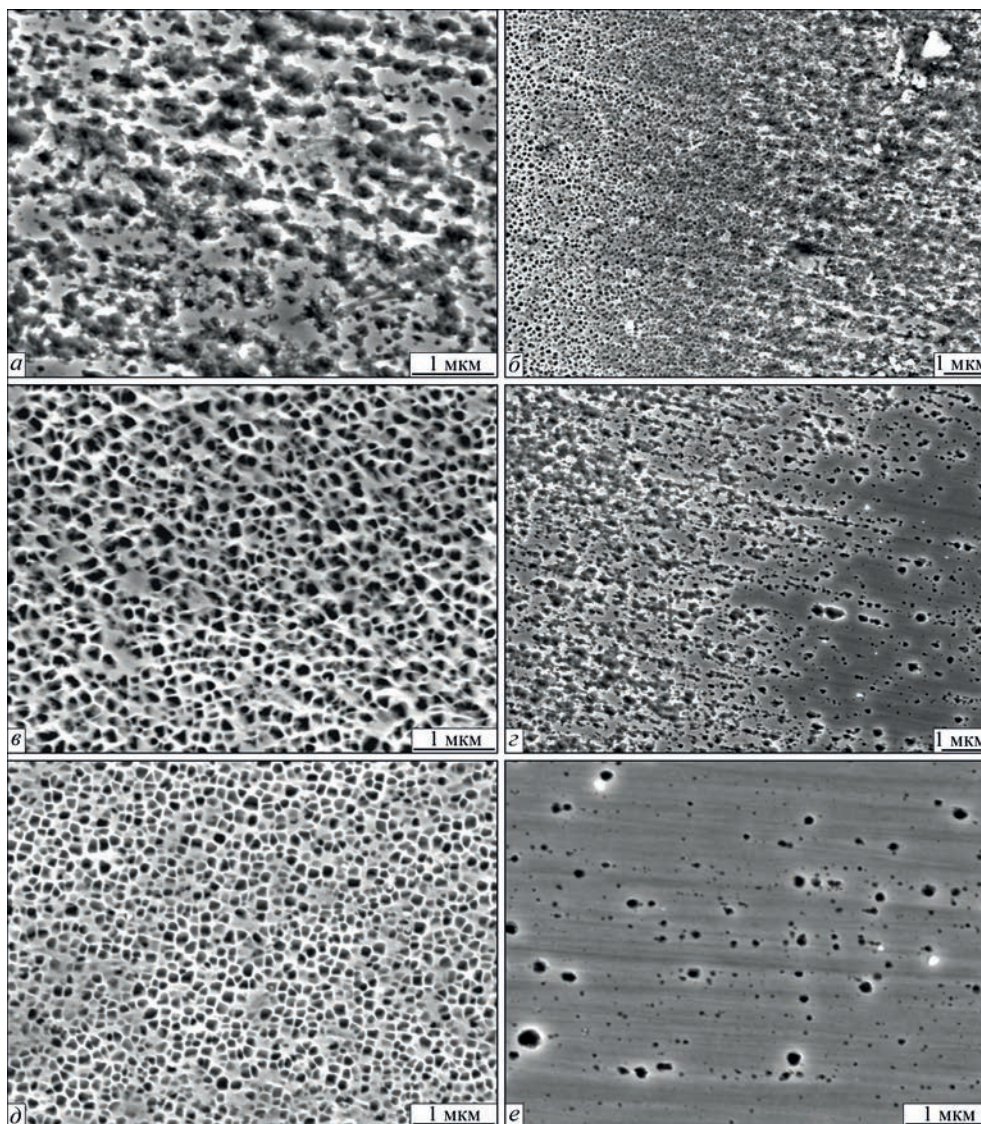


Рис. 7. Морфологія γ' -фази у зонах I (а), II (б, в), IV (з), III (д), V (е), (рис. 5)

заготовок, яка й забезпечила формування бездефектного з'єднання по всьому перерізу заготовок.

Мікроструктура з'єднання в зоні II часткового розплавлення з боку сплаву ВЖЛ12У складається із зерен ОМ (спектри 1, 2 – рис. 5, табл. 2), які оточені металом, що за хімічним складом відповідає такому в зоні I повного розплавлення (спектри 3, 4). Наявність розплаву проміжного складу на границях зерен сплаву ВЖЛ12У в зоні II обумовлена не оплавленням границь і ліквідацією внаслідок перевищення температури солідус ($T_{\text{солідус}}$), а іншими чинниками. Якби відбувалося оплавлення, вміст кобальту (який відсутній в основному металі сплаву ЕІ698ВД) приблизно відповідав його концентрації в ОМ сплаву ВЖЛ12У. Саме деформація під час осадки забезпечує витіснення розплавленого контактним нагріванням металу за межі перерізу заготовок та його проникнення вздовж границь зерен. Цей процес формує структуру зони II з'єднання з боку сплаву ВЖЛ12У. Подібна струк-

тура металу спостерігається і в зоні III часткового розплавлення з боку сплаву ЕІ698ВД.

За результатами ЕДС встановлено, що ширина зони концентраційних змін у з'єднанні сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД при КСЗ за режимом 3 становить від 400...600 мкм у центральній (рис. 6) до 600...900 мкм у периферійній частині перерізу заготовок. Ширина зони I повного розплавлення сплавів із практично постійною концентрацією елементів становить 100...150 мкм.

Тонка структура металу у різних зонах з'єднання сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД наведена на рис. 7, розподіл мікротвердості – на рис. 8. У зоні I (рис. 7, а) спостерігаються частки γ' -фази різної форми і розмірів (80...300 нм). Наявність γ' -фази у зоні I повного розплавлення зумовлена повторним виділенням із розплаву при охолодженні з'єднання. Відповідно значення мікротвердості у цій зоні становить 4000...4100 МПа і приблизно відповідає показникам для ОМ сплаву ВЖЛ12У. Коливання

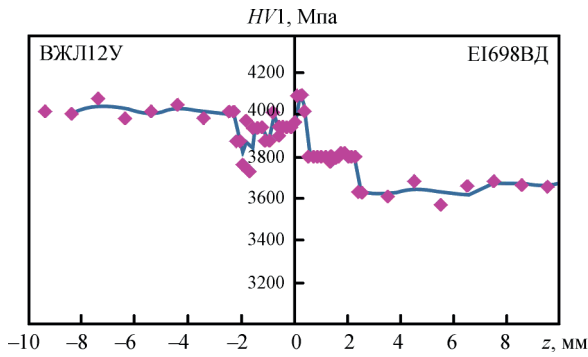


Рис. 8. Розподіл мікротвердості в зоні з'єднання сплавів ЕІ698ВД + ВЖЛ12У, режим 3

показників мікротвердості в діапазоні 3850...4000 МПа у різних локальних ділянках зони II часткового розплавлення та зони IV пов'язане з відмінністю в морфології γ' -фази.

Неочікуваною є морфологія γ' -фази (рис. 7, б) у зоні II на ділянці між нерозплавленим зерном сплаву ВЖЛ12У (рис. 5, спектр 2) і металом зони I повного розплавлення. Частки γ' -фази кубічної форми у нерозплавленому зерні сплаву ВЖЛ12У (рис. 7, в) не розчинились повністю внаслідок впливу термічного циклу КСЗ. Слід зауважити, що у процесі КСЗ температура нагрівання у зоні II була в межах від $T_{\text{солідус}} = 1280^\circ\text{C}$ до $T_{\text{ліквідус}} = 1322^\circ\text{C}$ сплаву ВЖЛ12У і значно перевищувала $T_{\text{сольвус}} = 1220^\circ\text{C}$ (повного розчинення γ' -фази) [24]. Більше того, збереглась морфологія γ' -фази у ЗТВ сплаву ВЖЛ12У (зона IV): частки γ' -фази кубічної форми розміром 120...150 нм (рис. 7, г) не зазнали видимих змін у порівнянні з такою для ОМ сплаву. Тобто короткочасне (протягом 4...8 с) нагрівання до температури, що значно перевищує значення $T_{\text{сольвус}}$, не призвело до розчинення часток γ' -фази в нерозплавлених зернах сплаву ВЖЛ12У.

Зіставлення отриманих результатів із даними [25] щодо повного розчинення частинок γ' -фази в зоні динамічної рекристалізації з'єднань сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, виконаних комбінованим ЗТ, свідчить про значну роль пластичної деформації у формуванні фазового складу з'єднань ЖНС під час зварювання тиском.

У зоні III часткового розплавлення з боку сплаву ЕІ698ВД (рис. 7, д) спостерігається поступова зміна об'ємної долі, форми та розмірів часток γ' -фази (від 100 до 400 нм). У ЗТВ сплаву ЕІ698ВД (зона V) частки γ' -фази відсутні (рис. 7, е), що свідчить про їхнє повне розчинення ($T_{\text{сольвус}} = 1030^\circ\text{C}$ [24]) у процесі КСЗ без повторного виділення в процесі охолодження з'єднання. Показники мікротвердості відповідають значенням для ОМ сплаву ЕІ698ВД після ТО на твердий розчин. Отримані результати підтверджують висновок [26]

про те, що розподіл мікротвердості у ЗТВ сплаву ЕІ698ВД визначається наявністю та морфологією часток високодисперсної γ' -фази.

Подальші дослідження будуть зосереджені на формуванні мікроструктури та фазового складу різнорідних з'єднань сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, виконаних КСЗ із використанням ПЕ евтектичного складу, зокрема НФ різних систем. Також заплановано механічні випробування зварних стиків для оптимізації технологічних режимів процесу КСЗ.

Висновки

1. На основі досліджень мікроструктури з'єднань нікелевих сплавів ВЖЛ12У та ЕІ698ВД, отриманих КСЗ, визначено вплив параметрів одно- і двоступеневих циклограм прикладання тиску на формування мікроструктури з'єднань, зокрема виконаних із використанням проміжного елемента – ніхромової фольги Х20Н80 (20 % Cr, 80 % Ni) завтовшки 0,1 мм.

2. Виявлено, що під час КСЗ забезпечення рівномірного за перерізом і локалізованого за довжиною тепловиділення в зоні стику заготовок ускладнюється через специфічну температурну залежність теплофізичних властивостей ЖНС. Підвищення температури металу в контактній зоні призводить до зниження його питомого електричного опору внаслідок розчинення γ' -фази в процесі нагрівання. Для мікроструктури з'єднань сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД, отриманих КСЗ, характерним є наявність литого ядра з дендритною мікроструктурою і дефектів типу «непровар» у периферійній частині перерізу заготовок.

3. При використанні ПЕ у вигляді пластичного прошарку ніхромової фольги у процесі контактного нагрівання формується спільний для обох зварюваних сплавів шар розплаву. Деформація під час осадки забезпечує витіснення розплавленого контактного нагрівання металу за межі перерізу заготовок та його проникнення вздовж границь зерен обох зварюваних сплавів. Формування бездефектного з'єднання по всьому перерізу заготовок забезпечується за рахунок кристалізації спільного для обох сплавів шару розплаву в умовах інтенсивної пластичної деформації під час осадки заготовок.

4. Дослідженнями морфології зміцнюючої γ' -фази у зоні часткового розплавлення з боку сплаву ВЖЛ12У встановлено, що короткочасне нагрівання до температури, що значно перевищує значення $T_{\text{сольвус}}$, не призвело до розчинення γ' -фази в нерозплавлених зернах сплаву ВЖЛ12У. Зіставлення отриманих результатів із даними щодо повного розчинення частинок γ' -фази під час зварювання тертям сплавів ВЖЛ12У і ЕІ698ВД свідчить

про значну роль пластичної деформації у формуванні фазового складу зварних 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. *Transact. of the Indian Institute of Metals*, **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 Technology of Welding and Joining*, **9**(1), 13–21. DOI: <https://doi.org/10.1179/136217104225017099>
4. Caron, J.L., Sowards, J.W. (2014) Weldability of nickel-base alloys. In book: *Comprehensive Materials Processing*. Elsevier, 151–179. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096532-1.00615-4>
5. Preuss, M., Threadgill, P. (2010) *Solid state welding of aeroengine materials. Encyclopedia of aerospace engineering* (Ed. by R. Blockley, W. Shyy). DOI: <https://doi.org/10.1002/9780470686652.eae222>
6. Raab, U., Levin, S., Wagner, L., Heinze C. (2015) Orbital friction welding as an alternative process for blisk manufacturing. *J. of Materials Processing Technology*, **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. Wang, F.F., Li, W.Y., Li, J.L., Vairis, A. (2014) Process parameter analysis of inertia friction welding nickel-based superalloy. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **71**, 1909–1918. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-013-5569-6>
9. 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.: Advanced Materials and Devices*, **1**(4), 501–506. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jsamd.2016.08.009>
10. Taysom, B.S., Sorensen, C.D., Nelson, T.W. (2021) Strength in rotary friction welding of five dissimilar nickel-based superalloys. *Welding J.*, **100**(9), 302S–308S. DOI: <https://doi.org/10.29391/2021.100.027>
11. Tabaie, S., Rezai-Aria, F., Flipo, B., Jahazi, M. (2021) Grain size and misorientation evolution in linear friction welding of additively manufactured IN718 to forged superalloy AD730. *Materials Characterization*, **171**, 1–13. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110766>
12. Tabaie, S., Rézaï-Aria, F., Flipo, B.C.D., Jahazi, M. (2022) Dissimilar linear friction welding of selective laser melted Inconel 718 to forged Ni-based superalloy AD730™: Evolution of strengthening phases. *J. of Mater. Sci. & Technology*, **96**, 248–261. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.03.086>
13. Zhu, X., Xu, P., Liang, Y., Wei, Z., Liang, Yu (2018) Flash butt weldability of Inconel 718 alloy. *J. of Mater. Proces. Technol.*, **258**, 326–333. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.04.011>
14. Zhou, L., Xu, P., Lin, T. et al. (2022) Outstanding ductility of flash-butt welded Inconel 718 joints after post-weld heat treatment. *Mater. Sci. and Engineering: A*, **843**, 143132. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143132>
15. Zhou, L., Lin, T., Xu P. et al. (2024) Grain gradient in the heat-affected zone acquires an advancement in the ductility of flash-butt welded IN718 alloy. *J. of Mater. Research and Technol.*, **33**, 4938–4951. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.10.100>
16. Xiong, J., Yuan, L., Zhu, Yu., Zhang, H., Li, J. (2019) Diffusion bonding of nickel-based superalloy GH4099 with pure nickel interlayer. *J. of Mater. Sci.*, **54**, 6552–6564. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10853-018-03274-x>
17. Петрушинець Л.В., Фальченко Ю.В., Устїнов А.І. та ін. (2017) Дифузійне зварювання у вакуумі жароміцного сплаву на Ні основі. *Технічні науки та технології*, **3**(9), 63–71. DOI: [https://doi.org/10.25140/2411-5363-2017-3\(9\)-63-71](https://doi.org/10.25140/2411-5363-2017-3(9)-63-71)
18. Davies, H., Marchisio, S., Reeks, W. (2020) A review: Interlayer joining of nickel base alloys. *J. of Advanced Joining Processes*, **2**, 100030. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jajp.2020.100030>
19. Kuchuk-Yatsenko, V.S., Shvets, V.I., Sakhaty, A.G., Nakonechny, A.A. (2009) Features of resistance welding of titanium aluminides using nanolayered aluminium-titanium foils. *The Paton Welding J.*, **3**, 11–14.
20. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Zychor, I.V., Chernobaj, S.V. et al. (2015) Structure of γ -TiAl joints in resistance butt welding with application of interlayers. *The Paton Welding J.*, **9**, 5–12. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.09.01>
21. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Zychor, I.V., Nakonechny, A.A. et al. (2018) Resistance butt welding of titanium aluminide γ -TiAl with VT5 alloy. *The Paton Welding J.*, **9**, 2–6. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2018.09.01>
22. Hushchyn, K.V., Zychor, I.V., Samotryasov, S.M. et al. (2022) Features of resistance preheating at flash-butt welding of thick-walled parts from aluminium alloys. *The Paton Welding J.*, **10**, 18–24. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2022.10.03>
23. Патон Б.Е., Строганов Г.Б., Кишкин С. Т. и др. (1987) *Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления*. Киев, Наукова думка.
24. Патон, В.Е., Строганов, Г.Б., Кішкин, С.Т. et al. (1987) *Heat resistance of cast nickel alloys and their protection from oxidation*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
25. Кишкин С.Т., Строганов Г.Б., Логунов А.В. (1987) Литейные жаропрочные сплавы никелевой основе. М., Машиностроение.
26. Kishkin, S.N., Stroganov, G.B., Logunov, A.V. (1987) *Cast-ing high-temperature nickel-based alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
27. Зячор І.В., Завертанний М.С., Левчук А.М., Капітанчук Л.М. (2020) Особливості формування з'єднань різномісних жароміцних нікелевих сплавів при зварюванні тертям. *Автоматичне зварювання*, **8**, 38–44. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.08.06>
28. Ziakhor, I.V., Zavertannyi, M.S., Levchuk, A.M., Kapitan-chuk, L.M. (2020) Peculiarities of formation of joints of dissimilar high-temperature nickel-base alloys in friction welding. *Automatic Welding*, **8**, 38–44 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.08.06>
29. Зячор І.В., Левчук А.М. (2026) Мікроструктура і фазовий склад з'єднань ливарного і кованого жароміцних нікелевих сплавів при зварюванні тертям. *Сучасна електротметалур-гія*, **1**, 53–63. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.01.07>
30. 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>

EFFECT OF RESISTANCE BUTT WELDING PARAMETERS ON THE FORMATION OF DISSIMILAR NICKEL SUPERALLOY JOINTS

I.V. Zychor, A.M. Levchuk, A.O. Nakonechny, Yu.A. Shilo, M.S. Zavertanny, K.V. Gushchyn, V.V. Koltsov

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

E-mail: zychor2@ukr.net

An urgent problem in the manufacture of welded components of aircraft engines is the development of effective technologies for solid-state joining of nickel superalloys (NS). The work investigated the features of the formation of dissimilar joints during resistance butt welding (RBW) of NS grades VZHL12U and EI698VD, which are used by domestic manufacturers of aircraft gas turbine engines. The microstructure of joints obtained by RBW at different values of technological parameters with

one- and two-stage pressure application cycles was studied, in particular, using a intermediate element (IE) in the form of a nichrome alloy (Ni80/Cr20) foil. It was established that with RBW the problem is to ensure uniform heat release in the cross-section and localized along the length in the contact zone of parts, which is due to the specific temperature dependence of the thermophysical characteristics of the NS. The increase in the temperature of the metal in the contact zone is accompanied by a decrease in its specific electrical resistance, which is associated with the dissolution of the γ' -phase during the heating process. The microstructure of the joints of the VZhL12U and EI698VD alloys obtained by RBW is characterized by the presence of a cast core with a dendritic microstructure and defects of the «non-penetration» type in the peripheral part of the cross-section of the welded workpieces. The use of an IE and an increase in the intensity of the deformation effect at the upset stage ensure the localization of contact heating and the displacement of the molten metal beyond the cross-section of the workpieces. The formation of a defect-free joint over the entire cross-section was ensured by the crystallization of a shared cast core under intense plastic deformation during the upsetting stage of RBW. Studies of the morphology of the γ' -phase in the partial melting zone have shown that short-term heating to a temperature exceeding the solvus value does not lead to the dissolution of the γ' -phase in unmelted grains of the VZhL12U alloy. A comparison of the obtained results with the data on the complete dissolution of the γ' -phase particles during friction welding of the VZhL12U and EI698VD alloys indicates a significant role of plastic deformation in the formation of the phase composition of NS welded joints. 26 Ref., 2 Tabl., 8 Fig.

Keywords: nickel superalloy, pressure butt welding, resistance butt welding, intermediate element, welded joint, microstructure, dendritic microstructure, γ' -phase, microhardness

ORCID

Зягор І.В. – <https://orcid.org/0000-0001-7780-0688>, Левчук А.М. – <https://orcid.org/0000-0002-0361-7394>,
Наконечний А.О. – <https://orcid.org/0000-0002-6064-1219>, Шило Ю.А. – <https://orcid.org/0000-0002-6174-5925>,
Завертанний М.С. – <https://orcid.org/0000-0002-8415-8555>, Гуцин К.В. – <https://orcid.org/0000-0003-3298-4537>,
Кольцов В.В. – <https://orcid.org/0009-0008-6078-1706>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

І.В. Зягор

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

E-mail: zyakhor2@ukr.net

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

І.В. Зягор, А.М. Левчук, А.О. Наконечний, Ю.А. Шило, М.С. Завертанний, К.В. Гуцин, В.В. Кольцов (2026) Вплив режимів контактного стикового зварювання опором на формування різномірних з'єднань жароміцних нікелевих сплавів. *Автоматичне зварювання*, **04**, 14–23. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.04.02>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

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

Отримано 22.06.2026

Отримано у переглянутому вигляді 10.07.2026

Підписано до друку 20.07.2026

Оприлюднено 24.07.2026

МАРМОМАС 2026 — ПРОВІДНА СВІТОВА ВИСТАВКА КАМЕНЮ ТА МАРМУРУ

22–25 вересня, Верона, Італія



Hypertherm Associates, провідний американський виробник промислових систем різання та програмного забезпечення, повертається на Marmomas 2026: «За межами каменю. За межами обмежень» — провідну світову виставку каменю та мармуру, яка відбудеться 22–25 вересня у м. Вероні, Італія.

На стенді компанії відвідувачі зможуть побачити наживо демонстрації технології абразивного та гідроабразивного різання OMAX® та дізнатися, як виробники можуть розширити сферу застосування за межі обробки каменю. Від мармуру та граніту до скла, металу, кераміки, композитних матеріалів та інших матеріалів — OMAX® забезпечує виняткову точність, універсальність та якість країв для широкого спектру матеріалів.

Незалежно від того, чи йдеться про виготовлення складних інкрустацій, прецизійних скосів, стільниць, раковин чи архітектурних елементів, технологія гідроабразивного різання OMAX® забезпечує продуктивність, надійність та гнучкість, необхідні для виходу за межі обробки каменю.



ВПЛИВ ПРОМІЖНИХ ПРОШАРКІВ НА ПРОЦЕСИ ФАЗОУТВОРЕННЯ ПІД ЧАС ВАКУУМНО-ДИФУЗІЙНОГО ЗВАРЮВАННЯ МАГНІЄВОГО СПЛАВУ МА2-1

В.А. Костін, О.Л. Пузрін, Ю.В. Фальченко, Л.В. Петрушинець, А.Г. Покляцький

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: procesor1@ukr.net

У роботі досліджено вакуумно-дифузійне зварювання магнієвого сплаву МА2-1 із використанням суцільних і перфорованих прошарків із Zn, Cu, Ni і Ti під дією формуючих матриць. Показано, що суцільні прошарки обмежують локалізацію пластичної деформації, сприяють збереженню оксидної плівки MgO і формуванню плоских пор, що знижує міцність з'єднань до ~50 % від міцності основного металу. Перфоровані прошарки забезпечують локальне зниження опору деформації, спрямований потік магнію в отвори та механічне дроблення оксидів, формуючи ювенільні містки Mg–Mg і дрібнокристалічну структуру в зоні стику. Встановлено, що в системах з Cu і Ni утворюються жорсткі інтерметаліди Mg₂Cu і Mg₂Ni з високою мікротвердістю, що викликають концентрацію напружень, ланцюжки пор і схильність до крихкого руйнування. У парі Mg–Ti інтерметаліди не формуються, дифузія обмежена, а титан виступає ефективним бар'єром, забезпечуючи високу пластичність шва та кут загину до 180°. Оптимальне поєднання формуючих матриць і перфорованих титанових прошарків дозволяє зменшити температуру й час зварювання без термічної деградації сплаву, підвищуючи міцність з'єднань до 143 МПа і забезпечуючи їхню високу надійність для авіаційно-космічних застосувань. Бібліогр. 45, рис. 9.

Ключові слова: вакуумне дифузійне зварювання, магнієвий сплав МА2-1, проміжні прошарки, формуючі матриці, фазовий аналіз, мікроструктура, інтерметалідні сполуки

Вступ. У сучасній промисловості магнієві сплави займають критичну нішу завдяки унікальному поєднанню низької щільності, що становить близько 1,8 г/см³, і високої питомої міцності, що робить їх привабливими для транспортного та авіаційно-космічного машинобудування [1–4]. Сплав МА2-1, що відноситься до системи Mg–Al–Zn–Mn, широко застосовується для виготовлення корпусних деталей та елементів приладових панелей, де зниження ваги безпосередньо визначає енергоефективність виробу [1, 2, 5, 6]. Однак широке впровадження цих матеріалів стримується їхньою високою хімічною активністю та поганою зварюваністю традиційними методами плавлення, що супроводжується утворенням дефектів з'єднання [3, 4, 7, 8].

Стосовно сплаву МА2-1 це проявляється у виникненні цілого спектру дефектів при зварюванні плавленням, таких як утворення тугоплавкої оксидної плівки MgO на поверхні магнієвого сплаву, що перешкоджає формуванню якісного металевого контакту, газової пористості, виникнення кристалізаційних тріщин і значного випаровування легувальних елементів із вищим тиском пари в порівнянні з магнієм [3, 4, 7–10]. Високий градієнт температур у зоні термічного впливу призводить до зростання зерна та різкого падіння міц-

ності з'єднання в порівнянні з основним металом, а висока теплопровідність магнію вимагає використання потужних джерел енергії, що провокує утворення термічних напружень і деформацій у тонкостінних конструкціях [9–12].

Проблема видалення (розчинення, дроблення) оксидної плівки MgO та забезпечення термічної стабільності є центральною при розробці технологій з'єднання магнієвих сплавів, таких як МА2-1 [5, 9, 10, 13]. Оксид магнію має екстремально високу температуру плавлення (~2800 °C) і не відновлюється у вакуумі при температурах зварювання, залишаючись у зоні стику у вигляді безперервного фізичного бар'єру. При зварюванні без прошарків за температур нижче за 420 °C ця плівка повністю блокує дифузійні процеси, через що в стику зберігається чітка лінія розділу, що перешкоджає формуванню загальних зерен [10–13]. Спроби інтенсифікувати процес за рахунок підвищення температури до 560 °C призводять до катастрофічного зростання зерна (з десятків до сотень мікрометрів) і крихкого руйнування шва [11–13].

У зв'язку з цим дифузійне зварювання у вакуумі (ДЗВ) розглядається як один з найперспективніших методів з'єднання магнієвих сплавів, що дозволяє зберегти структуру та властивості вихідного матеріалу за рахунок відсутності фази розплаву [5, 7, 14–16]. ДЗВ дозволяє отримувати прецизійні з'єднання з мінімальними залишковими напруженнями, виключаючи дендритну лік-

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/>

вацію та гарячі тріщини, що критично важливо для забезпечення втомної міцності магнієвих конструкцій [14–17]. Прецизійність складання забезпечується жорсткою фіксацією зразків і контролем тиском, що дозволяє виготовляти деталі складної геометричної форми без подальшої механічної обробки. Одночасно використання твердофазних режимів сприяє збереженню дрібнозернистої структури основного металу [15–18].

Використання проміжних прошарків у вигляді фольги різного хімічного складу та властивостей є одним із ключових інструментів управління інтерфейсом з'єднання при ДЗВ магнієвих сплавів [1, 2, 8, 14, 16]. Такі прошарки дозволяють активно впливати на кінетику руйнування оксидних плівок, швидкість дифузії елементів і процеси фазоутворення в зоні з'єднання, а також запобігати зростанню суцільних крихких інтерметалідних шарів [3, 8, 14, 19]. При використанні легкоплавких прошарків, наприклад цинку, евтектичні реакції розглядаються як фундаментальна умова отримання якісного з'єднання за рахунок утворення тимчасової двофазної області, що механічно руйнує та виносить фрагменти оксидної плівки за межі стику [1, 3, 8, 19, 20].

У разі застосування прошарків з вищою температурою плавлення, таких як мідь і нікель, виникають проблеми фазоутворення, зумовлені високою термодинамічною схильністю цих металів до утворення інтерметалідів з магнієм [3, 12, 19–21]. У системі Mg–Cu формування навіть тонкого шару фази Mg_2Cu призводить до різкого зростання мікротвердості та виникнення «металургійного надрізу», що провокує розтріскування шва, а в системі Mg–Ni утворення фаз Mg_2Ni і $MgNi_2$ супроводжується формуванням вкрай крихких шарів на границі [3, 12, 20, 21]. Ці особливості обмежують міцність з'єднання на рівні 50...60 % від міцності основного сплаву та вимагають пошуку бар'єрних матеріалів, здатних блокувати небажану дифузію без створення власних крихких інтерфейсів [12, 19–21].

Унікальна металургійна інертність титану, зокрема сплаву BT1-0, виділяє його як перспективний матеріал для проміжних прошарків при зварюванні магнієвих систем [2, 7, 16, 22]. Система Mg–Ti вирізняється вкрай низькою взаємною розчинністю компонентів і відсутністю інтерметалевих сполук у всьому діапазоні робочих температур, що запобігає формуванню різких градієнтів властивостей і забезпечує високу пластичність шва [2, 7, 22]. В умовах дифузійного зварювання у формуючих матрицях титанова фольга може

ефективно виконувати роль дифузійного бар'єру, що блокує зростання крихких інтерметалідів системи Al–Mg, при цьому не будучи джерелом власної крихкості та забезпечуючи міцні бездефектні сполуки [2, 7, 16, 22].

Технологія формуючих матриць відіграє ключову роль у запобіганні термічній деградації магнієвого сплаву МА2-1 при ДЗВ [2, 15–18, 23]. Використання формуючих матриць (схема примусового деформування) дозволяє локалізувати пластичну деформацію безпосередньо в зоні стику, створюючи дотичні напруження, необхідні для руйнування оксидних плівок, і одночасно обмежуючи «витікання» розм'якшеного металу [15–18, 23]. Це перетворює процес на механічно-термічно активований, що дозволяє проводити зварювання при відносно низьких температурах (340...420 °C), зберігати вихідну дрібнозернисту структуру та отримувати з'єднання з підвищеною міцністю та пластичністю [2, 15–18, 23].

Використання перфорованих прошарків як інструменту керування локалізацією деформації та очищенням поверхні стику є додатковим підходом до інтенсифікації процесів руйнування оксидної плівки MgO [10, 18, 23–25]. У перфорованій фользі опір деформації визначається шириною перемичок між отворами, що зменшує контактне зміцнення та створює умови для активного «затікання» магнію у вільний об'єм перфорації, де розвивається найбільш інтенсивна деформація та механічне подрібнення оксидів [10, 18, 24, 25]. У цих зонах прямого контакту Mg–Mg формується дрібнокристалічний шар, що підвищує мікротвердість і модуль Юнга та сприяє формуванню однорідних міцних сполук навіть при використанні хімічно інертних бар'єрних прошарків [18, 23–25].

Метою даної роботи є дослідження процесів структуро- та фазоутворення при вакуумно-дифузійному зварюванні магнієвого конструкційного сплаву МА2-1 із використанням суцільних і перфорованих проміжних прошарків із цинку, міді, нікелю та титану в умовах формуючих матриць [1, 2, 10, 18, 23].

Матеріали та методика дослідження. Досліджуваний матеріал. В якості основного металу використовувався промисловий конструкційний магнієвий сплав МА2-1 (Mg – основа; Al – 3,8...5,0; Zn – 0,8...1,5; Mn – 0,3...0,7 ваг. %) у вигляді полірованих пластин розміром 15×10×1,5 мм [1, 2, 6, 26–28]. Сплав МА2-1 належить до системи Mg–Al–Zn–Mn і широко застосовується в авіакосмічній та автомобільній промисловості завдяки поєднанню міцності, пластичності та корозійної стійкості за кімнатної температури

[1, 2, 6, 26–28]. Вихідна мікроструктура сплаву (рис. 1) вирізняється волокнистою структурою з нерівномірним розподілом зерен за розмірами. Переважний розмір зерна становить 22...25 мкм, проте спостерігаються ділянки з розміром зерна 10...15 мкм, що узгоджується з даними для деформованих магнієвих сплавів подібного класу [11, 26, 27, 31]. Структура зерен являє собою α -твердий розчин на основі магнію з рівномірним розподілом легувальних елементів [11, 26, 27, 31].

Зварювання пластин розміром 15×10×1,4 мм проводили як у вільному стані, так і з використанням формуючих матриць [2, 9, 18, 23]. Зварювання у вільному стані передбачає вільну деформацію зразків у процесі термдеформаційного циклу, при якому пластична деформація розподіляється по всьому об'єму зразка [9, 18, 29]. При зварюванні з використанням формуючих матриць (примусове деформування) забезпечуються умови для локалізації пластичної деформації безпосередньо в зоні з'єднання зразків, що сприяє інтенсивнішому зближенню контактних поверхонь і руйнуванню оксидної плівки [2, 15–18, 23]. Оксидну плівку з контактних поверхонь зразків видаляли шляхом механічної зачистки шабером, після чого їх знежирювали в етиловому спирті, що відповідає загальноприйнятим підходам до підготовки поверхні при дифузійному зварюванні магнієвих сплавів [18, 24, 29].

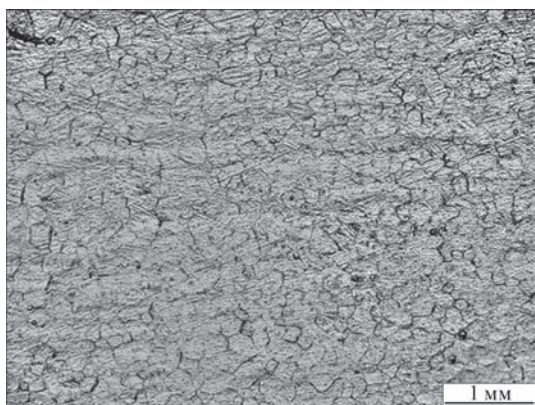


Рис. 1. Мікроструктура сплаву МА2-1 у вихідному стані

Проміжні прошарки. В якості проміжних прошарків використовували фольгу з чистого цинку завтовшки 20 мкм, а також низьколегованих сплавів міді М1, титану ВТ1-0 і нікелю НП-2 завтовшки по 30 мкм [1–3, 8, 12, 19–22]. Механічні характеристики прошарків знаходилися в таких діапазонах: титан ВТ1-0 (границя міцності 430...465 МПа, границя плинності 280...305 МПа, твердість 147...155 *НВ*), нікель НП-2 (границя міцності 390...425 МПа, границя плинності 240...265 МПа, твердість 100...110 *НВ*), цинк (границя міцності 150...165 МПа, границя плинності 90...100 МПа, твердість 40...44 *НВ*), мідь (границя міцності 220...238 МПа, границя плинності 132...143 МПа, твердість 60...66 *НВ*), що узгоджується з довідковими даними та попередніми роботами з дифузійного зварювання [3, 8, 12, 19–22].

У роботі використовували прошарки в різному структурному стані: як монолітну фольгу із суцільним перерізом (рис. 2, *а*), так і перфоровану фольгу з отворами, яку виготовляли з суцільної фольги (рис. 2, *б*) [10, 18, 23–25]. Застосування перфорованих прошарків дозволяє керувати розподілом напружень і локалізацією деформації в зоні стику, що показано в ряді робіт із дифузійного зварювання легких сплавів [10, 23–25].

Проміжні прошарки отримували механічним різанням зі смуг високої чистоти з подальшим видаленням задирок і контролем геометричних розмірів [10, 18, 24]. Після різання фольгу очищали від забруднень шляхом промивання в етиловому спирті та сушіння в потоках теплого повітря, що мінімізує повторне окиснення [18, 24, 29]. Перед зварюванням поверхні контакту основного металу механічно зачищали шабером для видалення оксидної плівки, а потім знежирювали в етиловому спирті за стандартними процедурами підготовки для ДЗВ магнієвих сплавів [18, 24, 29–31].

Обладнання для дифузійного зварювання. Дифузійне зварювання у вакуумі проводили на установці П-115 (рис. 3), яка забезпечує можливість

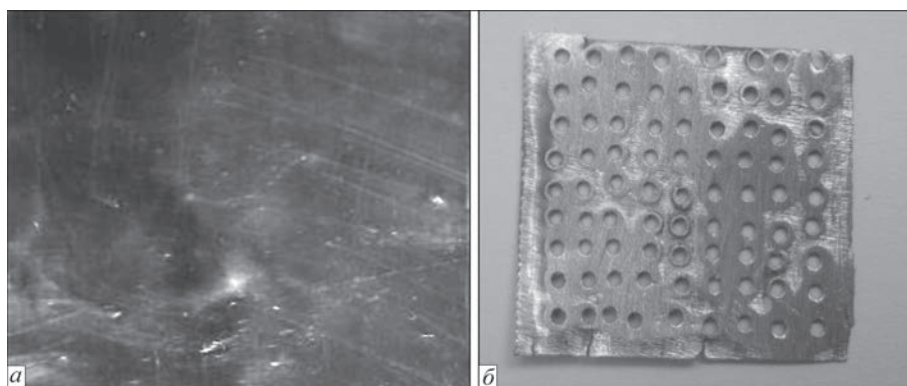


Рис. 2. Типовий вигляд фольги: монолітної (*а*) та перфорованої (*б*) з розміром комірки 1,5×1,5 мм та діаметром отвору 1 мм

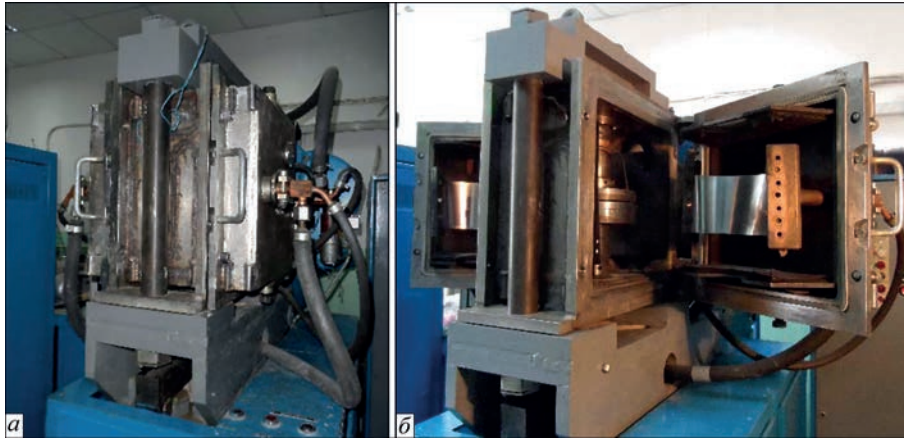


Рис. 3. Загальний вигляд установки ПІ-115 (а) та її вакуумної камери (б)

здійснення процесу при залишковому тиску в робочій камері до $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па [1, 2, 9, 23]. Установка дозволяє здійснювати зварювання пластин як у вільному стані, так і з використанням формуючих матриць, забезпечуючи незалежне керування температурою, тиском і часом витримки [2, 15–18, 23].

При зварюванні у формуючих матрицях деформація локалізується в зоні контакту, що забезпечує більш активне взаємне проникнення поверхонь за рахунок підвищених дотичних напружень [2, 15–18, 23].

Відомо, що створення в зоні утворення з'єднання нерівномірного об'ємного стиснення за допомогою формуючих пристроїв дозволяє посилити роль тиску та знизити температуру зварювання [15–18, 23]. Зона термічного впливу при зварюванні у формуючих пристроях має менші розміри, ніж при традиційному способі, а «витікання» металу із зони з'єднання гальмується на поверхнях формуючих елементів, що створює нерівномірний об'ємний тиск і запобігає утворенню мікрodefektів [15–18, 23]. Такий підхід дозволяє якісно зварювати метали, які відносять до категорії обмежено зварюваних, у тому числі магнієві сплави, та забезпечує контроль деформації при з'єднанні різнорідних матеріалів [5, 15–18, 23].

Для отримання зварних зразків було розроблено та виготовлено спеціальне оснащення, яке складалося з матриці та пуансона, розміщених на

масивних фланцях для забезпечення одноріднішого нагрівання зразків (рис. 4, а) [2, 9, 23]. Оснащення дозволяло отримувати з'єднання з заданим рівнем деформації та локалізувати пластичну деформацію в стику (рис. 4, б), формуючи стабільний напружено-деформований стан під час усього циклу зварювання [2, 9, 18, 23].

Режими дифузійного зварювання. Параметри режиму зварювання змінювали в таких інтервалах: температура зварювання $T = 340 \dots 560$ °С, тиск $P = 10$ МПа, час витримки $t = 15 \dots 120$ хв, вакуум у камері $B = 1,33 \cdot 10^{-3}$ Па [1–3, 8, 9]. Нагрівання камери здійснювали з постійною швидкістю 5 °С/хв для запобігання надмірному розм'якшенню матеріалу внаслідок різкого підвищення температури та зниження градієнтів напружень [9, 18, 29–31]. Вибрані діапазони параметрів узгоджуються з рекомендаціями щодо ДЗВ магнієвих сплавів і систем Mg–Al–Zn–Mn із використанням проміжних прошарків [18, 19, 22, 29–31].

У роботі використовували сучасні методи дослідження структури та властивостей зварних з'єднань, включаючи оптичну мікроскопію (Neophot-32 за збільшення $\times 100 \dots 1000$), електронну мікроскопію (JEOL JSM-840), енергодисперсійний мікроаналіз (INCA PentaFetx3 за напруги 20 кВ і струму зонда ~ 1 нА), визначення мікротвердості (LECO М-400, навантаження 1 Н, час прикладання 10 с) і механічні випробування зразків на розтяг та вигин (універсальна машина

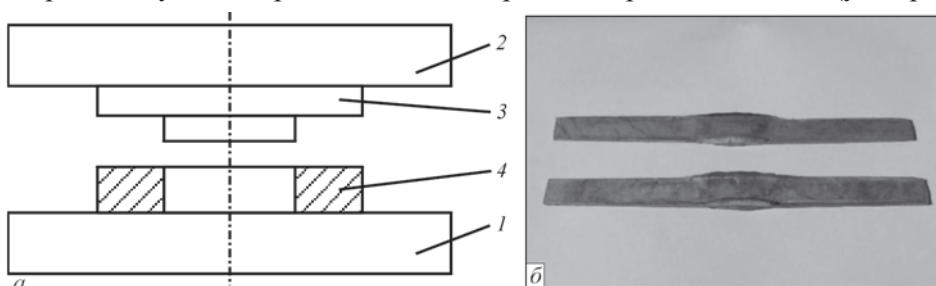


Рис. 4. Схематичне зображення оснащення для проведення дифузійного зварювання у вакуумі з використанням формуючих матриць: 1, 2 – фланці; 3 – пуансон; 4 – матриця (а), вигляд зразків після зварювання (б)

ЦД4) [1, 2, 31–33]. Застосування комплексу методів структурного аналізу та механічних випробувань відповідає сучасній практиці оцінювання якості дифузійно зварених з'єднань магнієвих сплавів [5–7, 30–33].

Експериментальні результати. Початковий розподіл легувальних елементів у сплаві МА2-1 (система легування Mg–Al–Zn–Mn) вирізняється рівномірним розподілом алюмінію в межах 3,8...4,2 мас. %, цинку – 1,0...1,2 мас. % і марганцю – 0,4...0,6 мас. %, що формує базу для оцінки дифузійних потоків. При проведенні мікрорентгеноспектрального аналізу (EDS) вихідної матриці зафіксовано, що марганець присутній як у твердому розчині, так і у вигляді дрібнодисперсних інтерметалевих включень, які забезпечують стабільність структури при нагріванні. Термічний цикл зварювання за температури 420 °C і витримки 30 хв призводить до незначного перерозподілу алюмінію, проте загальний вміст елементів у зонах, віддалених від лінії стику, залишається стабільним, що підтверджує збереження конструкційної міцності основного металу на рівні 214 МПа. Ці кількісні показники є реперними точками для оцінки впливу проміжних прошарків на хімічну гомогенність перехідної зони. При відсутності прошарків концентраційний профіль залишається плоским, проте наявність оксидної плівки MgO на межі розділу блокує об'ємну дифузію, обмежуючи міцність з'єднання значенням 106 МПа.

Дифузійні процеси в системі з цільним цинковим прошарком (Zn, 20 мкм) протікають в умовах формування тимчасової рідкої фази, що радикально змінює характер міграції компонентів. У процесі нагрівання до 340 °C цинк починає активно взаємодіяти з алюмінієм, який дифундує з магнієвої матриці, що призводить до локального підвищення концентрації Al у приконтактній зоні до 5,5...6,0 % ще до моменту плавлення евтектики. У момент утворення рідкої фази за температури вище за 341 °C відбувається інтенсивне розчинення приповерхневих шарів магнію, у результаті чого концентрація Zn у розплаві знижується, а концентрація Mg зростає до досягнення рівноважного стану (рис. 5, а, б). Під дією зварювального тиску 10 МПа збагачений цинком розплав витісняється в облой, забираючи з собою до 90 % вихідного обсягу прошарку та зруйновані фрагменти оксидної плівки.

Кількісний аналіз після зварювання показує, що залишковий вміст цинку в лінії шва становить 1,6...1,8 %, що лише незначно перевищує його

концентрацію в основному сплаві та сприяє безшовному проростанню зерен.

Дифузійні процеси в системі з цільним мідним прошарком (Cu, 30 мкм) дозволяє інтенсифікувати дифузійні процеси на межі розділу та знизити вимоги до температурного режиму в порівнянні зі з'єднаннями без прошарків (рис. 5, в, г), однак супроводжується формуванням інтерметалідних фаз системи Mg–Cu [34–36]. Експерименти проводилися у вакуумі за температури ~420 °C, тиску 10 МПа і витримки 30 хв, що забезпечувало стійке формування реакційної зони по всій площі контакту. Обрані умови дозволяють активізувати взаємне розчинення компонентів без досягнення температур плавлення, проте призводять до інтенсивного зростання інтерметалідного прошарку та появи структурної неоднорідності.

Перерозподіл елементів у зоні впливу суцільної нікелевої фольги (Ni, 30 мкм) вирізняється виникненням складних концентраційних градієнтів і утворенням багатофазних структур [37–39]. Енергодисперсійний аналіз перехідної зони виявив наявність активного дифузійного шару завтовшки до 15...25 мкм, в якому концентрація нікелю плавно знижується від 100 % у центрі фольги до 0 % у глибині магнієвої матриці (рис. 5, д, е). У безпосередній близькості від межі розділу (шар 3...5 мкм) зафіксовано аномальне підвищення концентрації алюмінію до 8,5 мас. % і цинку до 3,2 мас. %, що свідчить про їхню переважну дифузію в бік нікелю для компенсації хімічного потенціалу. Така поведінка елементів призводить до формування твердих і крихких інтерметалідів системи Mg–Ni–Al–Zn, які візуалізуються на СЕМ-знімках як «білі включення» і є зонами зародження мікротріщин. Наявність таких фаз пояснює зниження міцності сполук із нікелем до 131 МПа та їхню схильність до крихкого руйнування по інтерфейсу.

Кінетика взаємодії в системі з цільним титановим прошарком (Ti, 30 мкм) демонструє унікальну стабільність концентраційних профілів, що є наслідком термодинамічної інертності системи Mg–Ti [40]. Картування розподілу елементів показало, що межа розділу залишається різкою: вміст алюмінію (3,9 %) і цинку (1,1 %) у магнієвій матриці не змінюється аж до площини контакту з титановою фольгою (рис. 5, ж, з). Мікрорентгеноспектральний аналіз підтвердив відсутність взаємного розчинення й утворення інтерметалідів, що запобігає появі зон окрихчення, притаманних іншим системам. У зонах локальних розривів титанової фольги, викликаних спрямованою пластичною деформацією, фіксується прямий контакт

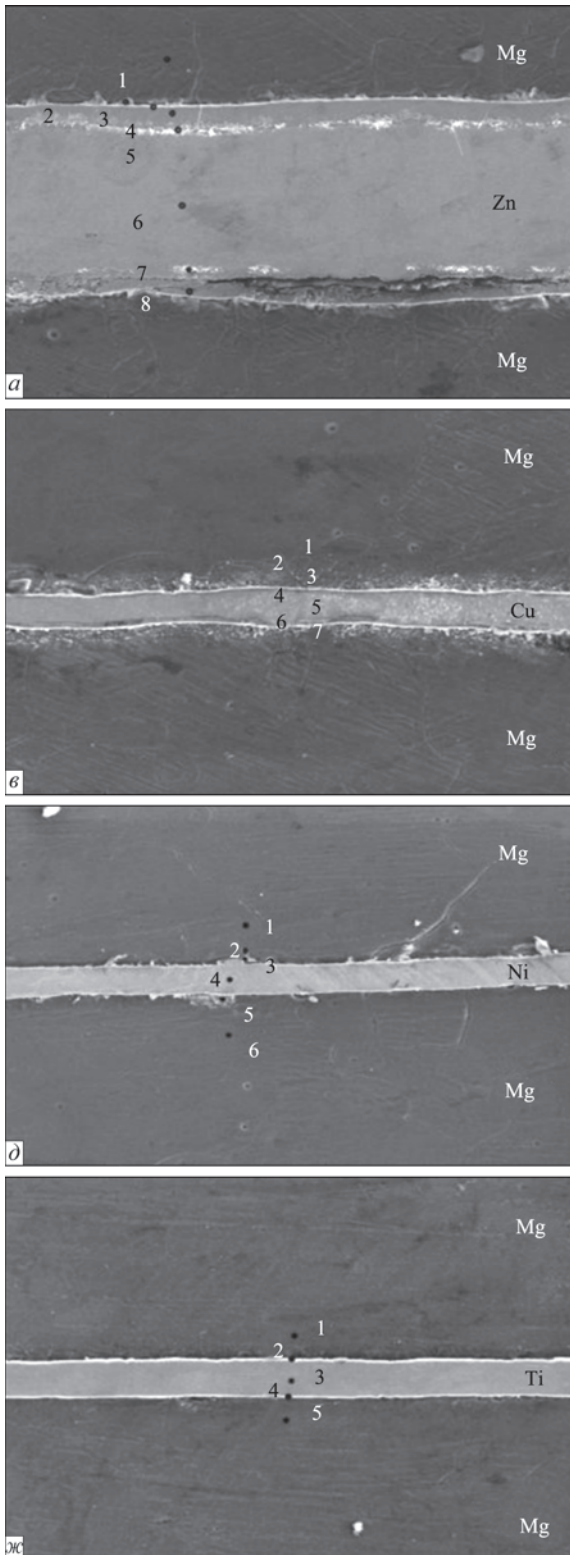


Рис. 5. Мікроструктура (а, б, д, ж) і хімічний склад (б, з, е, з) зони з'єднання ДЗВ сплаву МА2-1 із використанням цільних прошарків: а, б – цинк; в, з – мідь; д, е – нікель; ж, з – титан

Mg–Mg із повною гомогенізацією складу. Саме відсутність хімічної взаємодії і збереження чистоти матриці в зоні контакту забезпечують досягнення максимальної границі міцності з'єднання на рівні 143 МПа (68 % від границі міцності основи).

Мікроструктуру та хімічний склад зони з'єднання ДЗВ сплаву МА2-1 із використанням ціль-

№ спектру	Вміст елементів, мас. %			
	Mg	Al	Mn	Zn
1	99,39	–	0,09	0,52
2	66,41	0,91	0,21	32,47
3	62,06	1,14	0,28	36,52
4	20,12	–	–	79,88
5	3,27	0,15	0,31	96,27
6	2,26	–	–	97,74
7	–	–	0,10	99,90
8	17,80	–	–	82,13

б

№ спектру	Вміст елементів, мас. %				
	Mg	Al	Mn	Zn	Cu
1	97,32	2,01	0,03	0,27	0,37
2	74,32	8,06	0,12	0,77	16,72
3	64,62	2,58	0,07	0,62	32,08
4	0,47	1,06	0,12	0,73	97,32
5	2,51	–	–	–	97,49
6	60,24	3,71	0,04	0,77	35,24
7	62,57	8,64	0,18	1,30	27,31

з

№ спектру	Вміст елементів, мас. %				
	Mg	Al	Mn	Zn	Ni
1	99,45	–	0,07	0,48	–
2	96,64	1,37	–	1,44	0,55
3	33,40	0,82	0,27	1,18	64,33
4	–	–	–	–	100,0
5	18,69	1,24	0,73	0,88	78,46
6	95,53	3,75	0,16	0,56	–

е

№ спектру	Вміст елементів, мас. %				
	Mg	Al	Mn	Zn	Ti
1	98,98	0,61	–	0,41	–
2	37,72	2,51	0,11	0,96	58,70
3	–	–	–	–	100,0
4	27,61	1,83	0,24	0,21	70,11
5	93,18	4,08	0,13	2,61	–

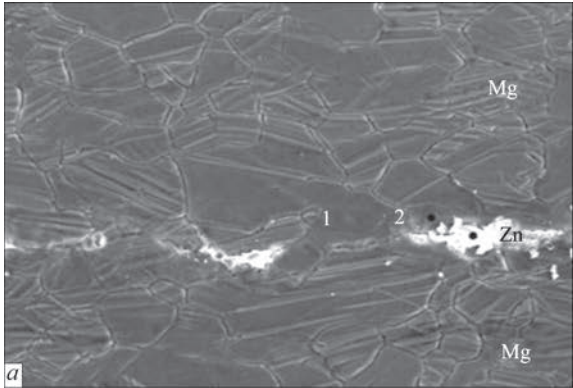
ж

них прошарків і формуючих матриць наведено на рис. 6. Використання формуючих матриць дозволило інтенсифікувати пластичну деформацію в зоні стику шляхом створення дотичних напружень, необхідних для руйнування оксидних плівок.

При суцільному цинковому прошарку в формуючих матрицях при нагріванні виникає тим-

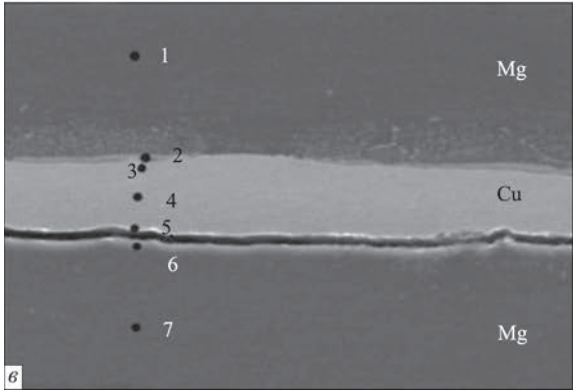
часова рідка евтектика Mg–Al–Zn, яка механічно руйнує оксидну плівку й частково видавлюється в грат (рис. 6, а, б), залишаючи в зоні шва тонкодисперсні інтерметаліди та ділянки прямого контакту Mg–Mg. Структура тут однорідніша, з дрібними зернами та порівняно невеликою часткою крихких фаз. При мідній і нікелевій фользі утво-

рюються безперервні або квазібезперервні шари інтерметалідів Mg_2Cu , Mg_2Ni і пов'язаних з ними фаз Mg–Al–Cu(Ni) (рис. 6, в–е), що мають високу мікротвердість. Це створює різкий градієнт властивостей, ланцюжки пор по границі розділу та помітне зниження пластичності.



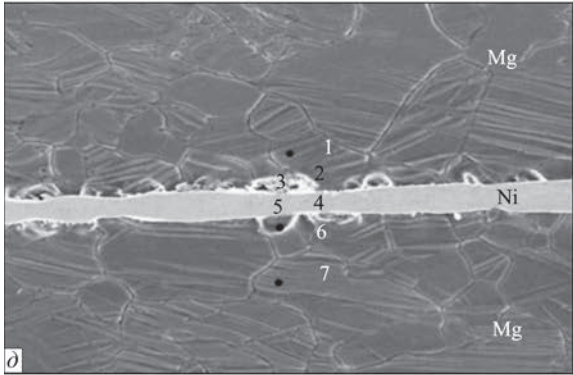
№ спектру	Вміст елементів, мас. %			
	Mg	Al	Mn	Zn
1	98,71	2,51	0,06	1,72
2	31,77	4,53	0,20	63,49

б



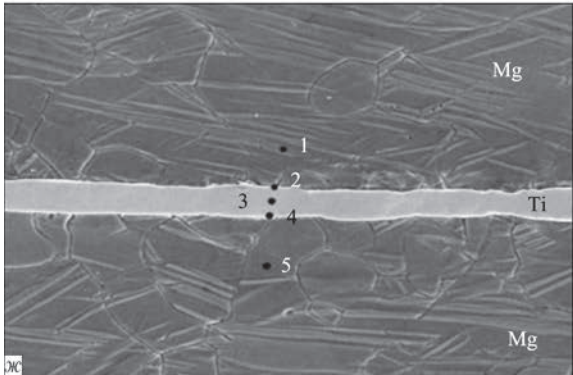
№ спектру	Вміст елементів, мас. %				
	Mg	Al	Mn	Zn	Cu
1	96,22	3,37	–	0,26	0,15
2	77,70	2,69	–	0,56	19,05
3	63,81	2,31	0,45	0,54	32,89
4	0,35	–	0,30	0,32	99,03
5	30,75	0,13	0,26	0,61	68,25
6	91,26	3,30	0,02	0,35	5,07
7	95,87	3,06	0,01	0,73	0,33

г



№ спектру	Вміст елементів, мас. %				
	Mg	Al	Mn	Zn	Ni
1	96,04	3,66	0,13	0,15	0,03
2	73,04	10,77	–	2,24	13,94
3	56,38	2,26	–	1,73	39,63
4	–	–	–	0,32	99,68
5	54,02	1,98	–	0,62	43,38
6	85,34	4,46	0,08	–	10,13
7	96,05	3,62	0,05	0,22	0,06

е



№ спектру	Вміст елементів, мас. %				
	Mg	Al	Mn	Zn	Ti
1	97,58	1,76	0,42	0,24	–
2	66,32	1,40	–	0,37	31,91
3	0,05	0,19	0,01	0,04	99,71
4	45,93	1,17	0,11	0,66	52,13
5	97,31	2,23	0,14	0,31	–

з

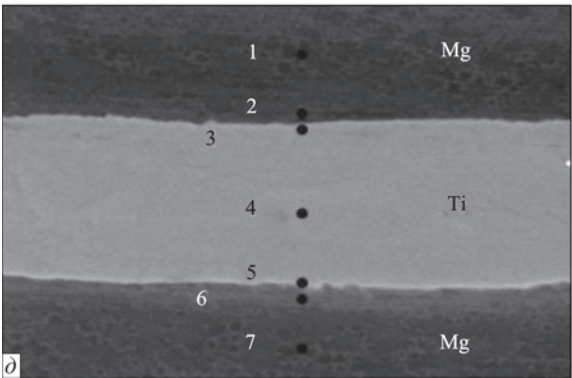
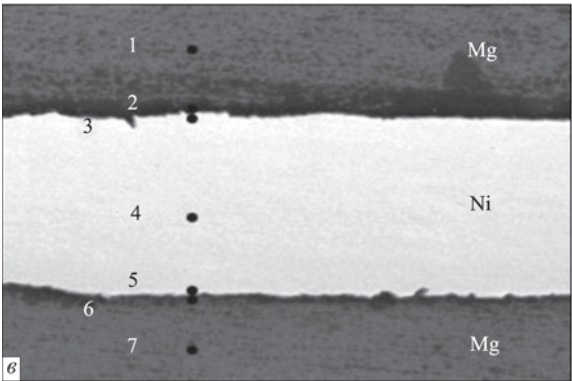
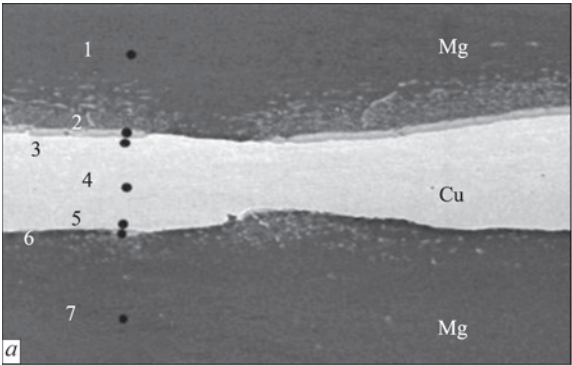
Рис. 6. Мікроструктура (а, в, д, ж) і хімічний склад (б, г, е, з) зони з'єднання ДЗВ сплаву МА2-1 із використанням формуючих матриць і цільних прошарків: а, б – цинк; в, г – мідь; д, е – нікель; ж, з – титан

Титановий суцільний прошарок в умовах матриць практично не вступає в хімічну взаємодію з магнієм (рис. 6, ж, з). Титанова фольга піддається стоншенню, локальним розривам і частковому «вдавлюванню» в матрицю, а в розривах формуються містки прямого контакту Mg–Mg. У результаті склад по обидва боки інтерфейсу залишається близьким до вихідного сплаву МА2-1. Утворення інтерметалідних фаз зведені до мінімуму, а структура в зоні шва формується дрібнозернистою з високою когезійною міцністю та хорошою пластичністю (рис. 6, ж, з).

Комбіноване використання формуючих матриць із перфорованими проміжними прошаркам для ДЗВ магнієвого сплаву МА2-1. Аналіз напруженого стану, що виникає в стику в процесі прикладання зовнішнього силового впливу, показує, що розподіл напружень на прошарку є нерівномірним. Дотичні напруження змінюються практично лінійно від нуля в центрі стику до максимальних

значень поблизу бічної поверхні деталі. Ця нерівномірність напружень зі зростанням навантаження збільшується. Найбільші значення нормальних напружень і найбільш жорсткий напружений стан складається в центральній частині прошарку. Тому при зварюванні через м'який прошарок не завжди можна створити умови для його деформування на всій контактній поверхні. Найважче це здійснити в центральній частині зразка [41–45].

Одним із способів інтенсифікації пластичної деформації матеріалу прошарку є використання перфорованих прошарків [10, 25]. Суть способу полягає у використанні при дифузійному зварюванні прошарків несучільного перерізу (металевої сітки, порошків, фольги з отворами – перфорованої). У разі застосування перфорованого прошарку його відносна товщина набагато вища, ніж суцільного, оскільки вона визначається вже не товщиною прошарку, а шириною перемички між отворами, при якому ко-



№ спектру	Вміст елементів, мас. %				
	Mg	Al	Mn	Cu	Zn
1	98,37	1,50	0,02	0,06	0,05
2	82,25	1,23	0,04	15,79	0,70
3	38,09	0,33	0,14	60,50	0,94
4	–	–	–	99,94	0,06
5	2,25	–	–	96,57	1,18
6	94,41	0,66	–	4,22	0,71
7	96,92	2,36	0,20	0,44	0,09

№ спектру	Вміст елементів, мас. %				
	Mg	Al	Ni	Mn	Zn
1	95,64	3,34	0,48	0,09	0,46
2	86,89	1,45	11,10	0,01	0,55
3	22,53	0,08	76,31	0,50	0,58
4	1,28	–	98,01	0,14	0,56
5	5,36	–	94,64	–	–
6	89,71	2,33	7,26	0,02	0,67
7	96,39	2,67	0,06	0,26	0,63

№ спектру	Вміст елементів, мас. %				
	Mg	Al	Ti	Mn	Zn
1	98,88	0,51	0,58	–	–
2	83,84	0,53	15,65	0,01	–
3	39,52	1,12	59,10	–	0,25
4	0,26	1,42	97,95	–	0,36
5	9,20	2,31	87,97	0,11	0,41
6	82,08	1,48	14,60	–	0,40
7	98,58	2,41	0,55	0,32	0,58

Рис. 7. Мікроструктура (а, в, д) і хімічний склад (б, г, е) зони з’єднання ДЗВ сплаву МА2-1 із використанням формуючих матриць і перфорованих прошарків: а, б – мідь; в, г – нікель; д, е – титан

ефіцієнт контактного зміцнення при використанні перфорованого прошарку стає нижчим [10, 11].

При комбінованому використанні формуючих матриць і перфорованої фольги з міді, окрім заповнення отворів у ній сплавом магнію, відбувається періодичне стоншення проміжного прошарку до ~20 мкм (рис. 7, а, б), що можна пояснити інтенсивнішою деформацією матеріалів у зоні з'єднання в порівнянні з прошарком суцільного перерізу того ж складу. Подібно до попередніх експериментів відбувається дифузія міді в магнієвий сплав на глибину ~10 мкм з утворенням дрібнодисперсних включень фази Mg_2Cu [19–21]. На границі розділу МА2-1/Cu утворюється несущільний шар фази Mg_2Cu завтовшки до 3 мкм. Мікротвердість зразків по площині магнієвого сплаву має неоднорідний характер і становить 422...440 МПа біля зовнішніх країв, 452...516 МПа – у товщі основного матеріалу, 563...594 МПа – на границі розділу МА2-1/Cu, 674...784 МПа – у проміжному прошарку. Поступове зростання мікротвердості в міру наближення до стика можна пояснити дифузією міді, концентрація якої і вміст інтерметалідної фази Mg_2Cu збільшуються.

При проведенні випробувань на загин пластини магнієвого сплаву доволі легко відшаровуються одна від одної по границі «основний метал/проміжний прошарок». Отримані результати дозволяють зробити висновок, що використання фольги з міді не дозволяє отримати якісне з'єднання магнієвого сплаву МА2-1 при запропонованих підходах проведення процесу ДЗВ.

При зварюванні магнієвого сплаву МА2-1 із використанням формуючих матриць і перфорованої фольги з нікелю взаємодія прошарку з основним металом відсутня (рис. 7, в, г). Проміжний прошарок практично не деформується в процесі ДЗВ, спостерігаються лише незначні стоншення до ~25 мкм поза ділянками перфорації. Структура магнієвого сплаву є різнозерною, розмір зерен змінюється від 40 до 150 мкм безпосередньо біля зони з'єднання та від 70 до 150 мкм у товщі основного металу. У центральній частині зразка присутні двійники завширшки 3...12 мкм. Мікротвердість зразків по площині сплаву МА2-1 становить 420...486 МПа, у проміжному прошарку – 1370...1430 МПа.

Використання перфорованого прошарку з титану в поєднанні з формуючими матрицями дозволяє отримати бездефектне з'єднання (рис. 7, д, е). Товщина прошарку на ділянках між отворами перфорації у процесі ДЗВ не змінюється. Структура магнієвого сплаву після впливу термодеоформації

йного циклу зварювання є різнозерною. Розмір зерен коливається в діапазоні 90...240 мкм і має біля границі з'єднання дещо менші значення, ніж на краю зразка. Мікротвердість зразків по площині магнієвого сплаву становить 411...539 МПа, у проміжному прошарку – 1640 МПа.

Механічні випробування зразків на загин показали результати, подібні до експерименту з суцільною фольгою як для нікелевого, так і для титанового прошарку: кут згину зразків становив 180° без помітних слідів відшаровування (рис. 8).

При зварюванні у формуючих матрицях подрібнення зерна магнієвого сплаву стає більш вираженим, а розподіл мікротвердості по перерізу з'єднання вирівнюється. У реакційній зоні фіксуються ділянки з підвищеною мікротвердістю, пов'язаною з інтерметалідними включеннями, проте вони мають дисперсний характер і не утворюють суцільного крихкого шару, як у випадку зварювання у вільному стані. Випробування на вигин показують, що такі з'єднання витримують значні деформації без повного розшарування, хоча руйнування, як і раніше, ініціюється в областях із максимальною концентрацією реакційних фаз.

У цілому використання формуючих матриць дозволяє поліпшити якість з'єднань із нікелевим прошарком, проте збереження твердої фази Mg_2Ni обмежує їхню пластичність і робить такі режими менш бажаними в порівнянні з варіантами, де не утворюються суцільні інтерметалідні шари.

У з'єднаннях, отриманих у формуючих матрицях через титанові прошарки, спостерігається більш дрібнозерниста структура магнієвого сплаву в околі шва та підвищена однорідність розподілу мікротвердості. Висока мікротвердість титанового шару зберігається, проте завдяки поліпшеному зчепленню і рівномірнішому контакту з основним металом вона не призводить до передчасного зародження тріщин. Внаслідок цього кут згину становить майже 180° без візуально помітних тріщин чи слідів відшаровування (рис. 8, б).

Обговорення отриманих результатів. Механізми формування з'єднання. На підставі отриманих результатів було встановлено кілька механізмів формування з'єднання при ДЗВ магнієвого сплаву МА2-1 в умовах використання прошарків суцільного та перфорованого перерізу з використанням формуючих матриць [1, 2, 5, 7, 18, 23].

Ефект Кіркендалла пояснює формування дифузійної пористості в перехідній зоні, яка формується при тривалих витримках для оцінки цілісності шва [3, 11, 12, 19, 36–37]. Встановлено, що різниця в парціальних коефіцієнтах дифузії магнію та ніке-



Рис. 8. Загальний вигляд зразків після проведення випробувань на загин (а, б) і внутрішня поверхня зламу (в, г) із перфорованими прошарками: а, б – нікелева фольга; в, г – титанова фольга

лю призводить до виникнення надлишкового потоку вакансій у бік магнієвої матриці, що проявляється у вигляді ланцюжків субмікронних пор уздовж межі розділу фаз. У системі з цинком аналогічний ефект нівелюється за рахунок заповнення таких пор рідкофазною евтектикою в процесі охолодження, що забезпечує вищу щільність контакту. Для титанового прошарку пористість за механізмом Кіркендалла не є характерною через відсутність взаємної дифузії компонентів на макрорівні. Ці дані дозволяють зробити висновок, що мінімізація часу витримки при ДЗВ із нікелем є критичною для запобігання вакансійній деградації шва, тоді як для титану визначальним фактором є величина прикладеного тиску для руйнування оксидів [19, 22, 36–39].

Ефект контактного зміцнення є визначальним критерієм при використанні технології ДЗВ магнієвих сплавів. При використанні суцільної фольги опір деформації розподіляється по всій площі інтерфейсу, що при стандартних тисках 10 МПа обмежує можливість глибокої пластичної активації поверхонь. Суцільні прошарки виступають у ролі пасивного бар'єру, де руйнування тугоплавкої оксидної плівки MgO відбувається лише за рахунок мікропластичного зминання нерівностей, чого часто недостатньо для створення повністю однорідного стику. У таких умовах у шві зберігаються плоскі пори й чітка лінія розділу, яка слугує концентратором напружень і знижує міцність з'єднання до 50 % від показників основного металу. Літературні дані підтверджують [3, 8, 12, 19–21, 31], що суцільні шари вимагають значно вищих

температур або часу витримки для досягнення прийнятної дифузії, що неминуче призводить до зростання зерна магнієвої матриці.

Ефект локального зниження опору деформації у перфорованих прошарках радикально змінює фізику процесу. У перфорованій фользі опір деформації визначається не загальним діаметром зразка, а шириною перемичок між отворами. Оскільки відношення товщини прошарку до ширини перемички значно перевищує відношення ширини перемички до розміру зразка, коефіцієнт контактного зміцнення знижується в кілька разів. Це створює умови для полегшеної пластичної течії магнієвого сплаву у вільний об'єм отворів вже на початкових стадіях нагрівання. Перфорація перетворює прошарок із розділового бар'єру в активний інструмент управління напружено-деформованим станом [2, 15–18, 23], дозволяючи досягати якісного з'єднання при нижчих енергетичних витратах.

Ефект спрямованого руху металу та диспергування оксидів в отворах перфорації забезпечують формування ювенільних містків прямого зв'язку Mg–Mg. Під дією тиску магнієвий сплав активно затікає в перфорацію, створюючи в цих зонах екстремально високі деформації зсуву. Цей спрямований потік механічно дробить оксидну плівку MgO, фрагментуючи її і розподіляючи в об'ємі металу, що відкриває доступ до чистих поверхонь для утворення металевих зв'язків [10, 18, 23–25, 40]. У зонах отворів формується дрібнокристалічна структура з підвищеною щільністю дефектів решітки, що прискорює дифузійні про-

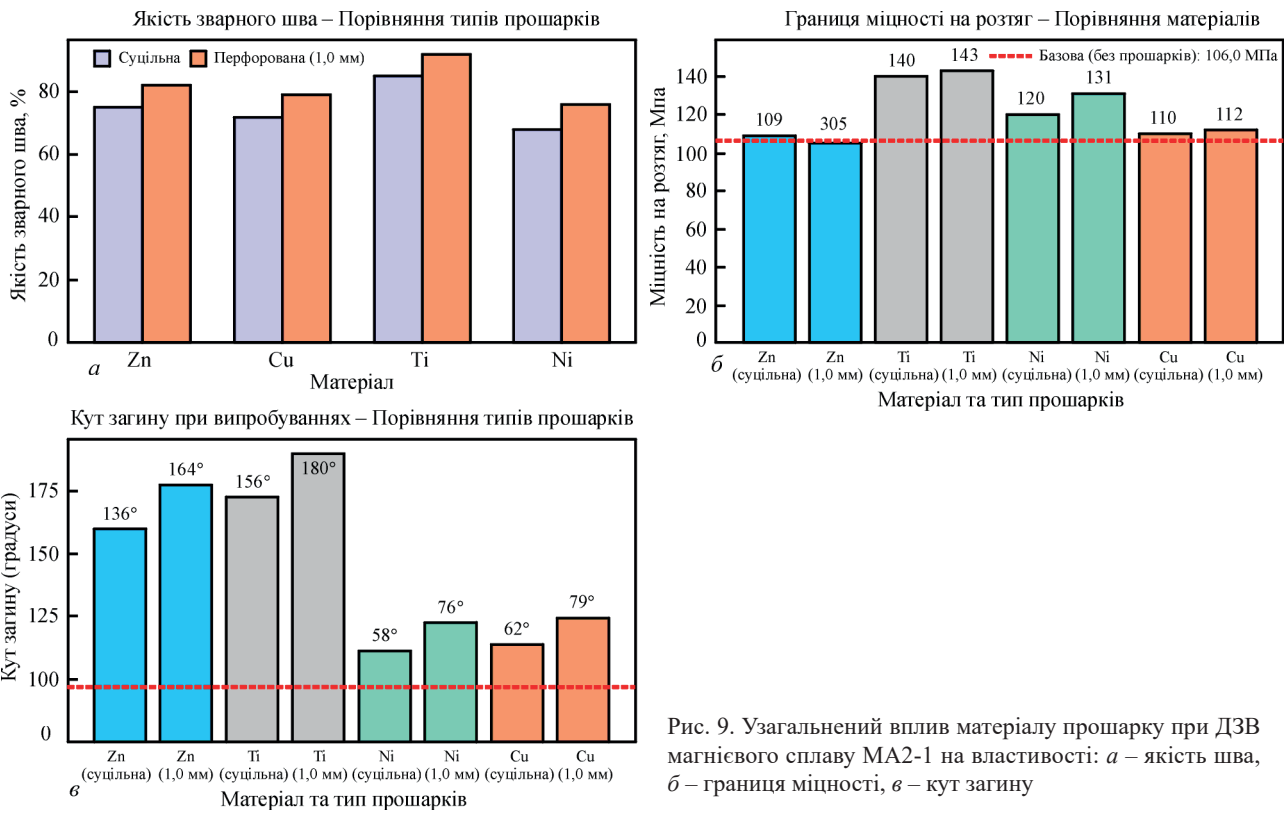


Рис. 9. Узагальнений вплив матеріалу прошарку при ДЗВ магнієвого сплаву МА2-1 на властивості: а – якість шва, б – границя міцності, в – кут загину

цеси. Суцільні прошарки позбавлені цього механізму самоочищення, оскільки деформація в них розподілена рівномірно й не досягає критичних значень, необхідних для розриву хімічно стійкого оксидного бар'єру [10].

Ефект перфорованих структур виражається в стабільності механічних властивостей і підвищенні надійності властивостей шва [10, 18, 23–25, 40]. Застосування перфорації дозволяє досягти кута загину 180° без утворення тріщин, що практично недосяжно для суцільних фольг без використання спеціалізованих формуючих матриць. Економічна ефективність методу полягає в скороченні часу зварювального циклу та зниженні температури процесу, що запобігає термічній деградації сплаву МА2-1. Перфорований прошарок забезпечує передбачуване розташування зон зміцнення, створюючи жорсткий каркас із ювенільних містків, що пронизують зону стику. Це робить технологію масштабованою та застосовною для відповідальних вузлів авіаційної техніки [6, 7, 26–28, 32], де вимоги до пластичності з'єднань є пріоритетними. Аналіз характеристик міцності з'єднань показав значний вплив складу матеріалу прошарку на кінцеву якість шва (рис. 9, а).

Без використання фольги міцність з'єднання МА2-1 склала всього 145 МПа, що відповідає 50 % від міцності основного металу, через наявність плоских пор у зоні стику. Застосування титанової фольги дозволило підняти цей показник до

430 МПа, що є істотним приростом для твердофазного з'єднання (рис. 9, б). Використання нікелевого прошарку показало середній результат у 390 МПа, проте в зоні шва спостерігалася підвищена схильність до крихкого руйнування по межі розділу фаз. Використання формуючих матриць через перфоровані титанові прошарки дозволяє сформувати в зоні з'єднання більш дрібнозернисту структуру магнієвого сплаву, внаслідок чого кут загину становить майже 180° (рис. 8, з, рис. 9, в).

Еволюція мікроструктури в зоні контакту при використанні різних прошарків має свої характерні особливості [11, 12, 19–22]. При зварюванні через цинкову фольгу в формуючих матрицях відбувається практично повне витіснення м'якої фази в грат, що сприяє проростанню загальних зерен магнію через лінію розділу [1, 3, 8, 19]. При зварюванні через мідну фольгу формується несучільний шар крихкої інтерметалідної фази Mg_2Cu завтовшки до 3 мкм, який суттєво знижує пластичність з'єднання [3, 8, 12, 19–21]. Нікелевий прошарок активно взаємодіє з елементами сплаву, утворюючи дисперсні інтерметалідні фази Mg_2Ni , які обмежують її пластичність, та вздовж яких формуються ланцюжки мікропор [3, 11, 12, 19, 37]. У випадку з титановим прошарком спостерігається локальне стоншення фольги та її часткові розриви, в яких формується прямий контакт двох частин магнієвого сплаву $Mg-Mg$, що має високу когезійну міцність [2, 7, 22, 38].

Критичні ризики крихкості в системах з міддю та нікелем обумовлені високою мікротвердістю фаз, що утворюються, яка значно перевищує твердість сплаву MA2-1 [3, 8, 19–21, 31]. Утворення суцільного шару інтерметаліду Mg_2Cu з твердістю $\sim 1,4$ ГПа або фази Mg_2Ni з твердістю до 1,75 ГПа створює зони концентрації напружень, що ініціюють самовільне розтріскування шва [19–21, 36]. Кількісні дані EDS профілювання підтвердили, що нікелевий прошарок провокує відтік алюмінію та цинку з матриці, формуючи широку дифузійну зону (15...25 мкм) із включеннями четвертих крихких фаз [3, 11–12, 19, 22]. Незбалансовані дифузійні потоки в цих системах неминуче призводять до зростання вакансійної пористості, що обмежує міцність шва значенням ~ 131 МПа [19, 36, 37]. Таким чином, відсутність хімічної взаємодії в парі Mg–Ti робить титан надійнішим технологічним рішенням у порівнянні з активними перехідними металами, такими як мідь і нікель [2, 7, 22, 38, 39].

Таким чином, аналіз отриманих результатів дозволяє стверджувати, що для досягнення максимального ROI (повернення інвестицій у технологічний процес) при виробництві деталей із MA2-1 слід віддавати пріоритет титановим прошаркам. Це рішення забезпечує «unfair advantage» – унікальне поєднання високої міцності (68 % від основи) й абсолютної фазової стабільності. У той час як нікель і цинк вимагають складного підбору параметрів для мінімізації побічних ефектів фазоутворення, титан гарантує передбачуваний результат за рахунок своєї інертності. Для промислового впровадження рекомендується використовувати фольги BT1-0 мінімально можливої товщини (до 20...30 мкм), що в поєднанні з формуючими матрицями дозволяє отримувати з'єднання, які практично не поступаються за надійністю основному матеріалу, при повному виключенні ризиків, пов'язаних з оксидною плівкою магнію.

Висновки

1. Показано, що розподіл мікротвердості в зоні суцільних прошарків демонструє критичну неоднорідність властивостей залежно від хімічного складу прошарку. У системі з мідним прошарком зафіксовано різкий стрибок твердості до 1400 МПа (1,4 ГПа) у тонкому шарі інтерметаліду Mg_2Cu , що створює безперервний «металургійний надріз». Аналогічна картина спостерігається для нікелевого прошарку, де в зонах формування фази Mg_2Ni значення мікротвердості досягають 1756 МПа, що більш ніж у три рази перевищує твердість основи. Суцільна титанова фольга не ство-

рює крихких зон, зберігаючи твердість інтерфейсу на рівні 500...550 МПа, що забезпечує стабільність з'єднання при відсутності хімічної взаємодії.

2. Вплив перфорації на мікромеханічні властивості проявляється у формуванні високоміцного дрібнокристалічного каркаса всередині отворів перфорації. У зонах перфорації для системи з титановим прошарком зафіксовано зростання мікротвердості магнію до 608 МПа, що обумовлено екстремальною локальною деформацією та подрібненням зерна. На ділянках під перемичками титанової фольги твердість залишається на рівні 540 МПа, що свідчить про менш інтенсивний перебіг процесів рекристалізації. У системі з цинковим прошарком при 320 °C у зонах контакту спостерігається твердість 580...591 МПа ($MgZn_2$), проте перехід до перфорації при 340 °C дозволяє гомогенізувати шов до значень 480...510 МПа, близьких до основного сплаву.

3. Використання формуючих матриць при ДЗВ створює в зоні контакту сприятливі умови для взаємодії магнієвого сплаву MA2-1 із прошарками та забезпечує механізм руйнування оксидів MgO. Суцільні прошарки викликають рівномірний, але небезпечний розподіл напружень по всій площині, особливо в системах з міддю та нікелем, де зростання інтерметалідних шарів (Mg_2Cu , 3...5 мкм) і окремих фаз (Mg_2Ni , $MgNi_2$) блокує релаксацію напружень через пластичну течію. У цих випадках високі напруження активації швидко змінюються критичними напруженнями розтягу, що призводять до розшарування. У системі з титаном енергія деформації в отворах перфорації ефективно конвертується в подрібнення мікроструктури, дроблення плівки MgO без ризику подальшого хімічного окрихчення та формування «ювенільних містків». Це створює переривчасте поле напружень, в якому зони можливого окрихчення не утворюють суцільного фронту, що радикально підвищує в'язкість руйнування шва в порівнянні з суцільними прошарками.

Список літератури/References

1. Falchenko, Y.V., Petrushynets, L.V., Fedorchuk, V.E. et al. (2023) Diffusion welding of magnesium alloy MA2-1 through a zinc interlayer. *The Paton Welding J.*, **9**, 38–42. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.09.06>
2. Фальченко Ю.В., Петрушинець Л.В., Федорчук В.Є. та ін. (2024) Дифузійне зварювання магнієвого сплаву MA2-1 через проміжний прошарок з титану або нікелю. *Автоматичне зварювання*, **5**, 55–59. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2024.05.07>
3. Falchenko, Yu.V., Petrushynets, L.V., Fedorchuk, V.E. et al. (2024) Diffusion welding of magnesium alloy MA2-1 through the intermediate layer of titanium or nickel. *Automatic Welding*, **5**, 55–59 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2024.05.07>
4. Fronczek, D.M., Chulist, R., Litynska-Dobrzynska, L. et al. (2017) Microstructure and kinetics of intermetallic phase growth of three-layered A1050/AZ31/A1050 clads prepared

- by explosive welding combined with subsequent annealing. *Materials & Design*, **130**, 120–130. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.05.051>
4. Jafarian, M., Paidar, M., Jafarian, M. (2022) The Comparison of microstructure and mechanical properties of diffusion joints of 5754, 6061, and 7039 aluminum alloys to AZ31 magnesium alloy. *J. Adv. Mater. Eng.*, **35**(1), 11–21. DOI: <https://doi.org/10.18869/acadpub.jame.35.1.11>
5. Vatnalmath, M., Auradi, V., Vedashantha Murthy, B. et al. (2025) Vacuum diffusion bonding of dissimilar metal alloys AA2219 and Ti -6Al -4V: Influence of bonding pressure on microstructure and mechanical properties of the bonding joint. *IJMSE*, **22**(2), 78–91. DOI: <https://doi.org/10.22068/ijmse.3776>
6. Liu, L., Ren, D., Liu, F. (2014) A review of dissimilar welding techniques for magnesium alloys to aluminum alloys. *Materials*, **7**(5), 3735–3757. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma7053735>
7. Chen, H., Zhu, Z., Zhu, Y., Sun, L. et al. (2023) Solid-state welding of aluminum to magnesium alloys: A review. *Metals*, **13**(8), 1410. DOI: <https://doi.org/10.3390/met13081410>
8. Gang Chen, Tianbao Tan, Yangyang Guo et al. (2023) An investigation on diffusion bonding of Mg/Al dissimilar metals using Zn-Bi alloy as interlayer. *Materials Letters*, **349**, 134827. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.134827>
9. Manafi, S., Azizi, A. (2021) Experimental and numerical evaluation of diffusion welding of 7075 aluminum and AZ31 magnesium alloys. *Advanced Ceramics Progress*, **7**(1), 25–34. DOI: <https://doi.org/10.30501/acp.2021.257290.1051>
10. Lyamin, Ya.V., Musin, R.A. (1995) Deformability of perforated interlayers in diffusion bonding. *Welding International*, **9**, 228–230. DOI: <https://doi.org/10.1080/09507119509548785>
11. Dietrich, D., Nickel, D., Krause, M. et al. (2011) Formation of intermetallic phases in diffusion-welded joints of aluminum and magnesium alloys. *J. Mater. Sci.*, **46**, 357–364. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10853-010-4841-5>
12. Khan, S., Ali, Z., Khadija, K., Junaid, M. (2024) Mechanical and microstructural characterization of diffusion-bonded copper-nickel joint interface. *Advanced Materials Research*, **1179**, 147–155. DOI: <https://doi.org/10.4028/p-k8wuuo>
13. Mishra, R.S., Sumit Jain, Preety Rani (2022) Microstructure and mechanical properties of the dissimilar welded joint of aluminum and magnesium alloys – a review. *Int. J. of Research in Engineering and Innovation*, **6**(4), 252–258. DOI: <https://doi.org/10.36037/IJREI.2022.6407>
14. (2011) *Welding and joining of magnesium alloys. Magnesium alloys – design, processing and properties*. Ed. by F. Czerwinski. InTech. DOI: <https://doi.org/10.5772/13947>
15. Ho-Sung Lee (2021) 10 – Diffusion bonding of metal alloys in aerospace and other applications. Ed. by. Mahesh Chaturvedi, *Welding and Joining of Aerospace Materials (Second Edition)*, Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies, 2021, 305–327. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-819140-8.00010-9>
16. Tianle Li, Yiwen Lei, Lezong Chen et al. (2025) Advances in mechanism and application of diffusion bonding of titanium alloys. *J. of Materials Processing Technology*, **337**, 118736. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2025.118736>
17. Borrisutthekul, R., Miyashita, Y., Mutoh, Y. (2005) Dissimilar material laser welding between magnesium alloy AZ31B and aluminum alloy A5052-O. *Sci. and Technol. of Advanced Materials*, **6**(2), 199–204. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.stam.2004.11.014>
18. Łyczkowska, K., Miara, D., Rams, B. et al. (2023) The influence of MSR-B Mg alloy surface preparation on bonding properties. *Materials*, **16**(10), 3887. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma16103887>
19. Wenbo Wang, Wensheng Liu, Lun Yang, Yunzhu Ma (2025) Solid-liquid composite diffusion in Al/Mg bimetallic joints with the Ni/Cu interlayer. *J. of Materials Research and Technology*, **37**, 3315–3323. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.06.235>
20. Yin, F., Liu, C., Zhang, Y. et al. (2018) Effect of Ni interlayer on characteristics of diffusion bonded Mg/Al joints. *Mater. Sci. and Technol.*, **34**(9), 1104–1111. DOI: <https://doi.org/10.1080/02670836.2018.1424382>
21. Pai Peng, Wen Wang, Ting Zhang et al. (2022) Effects of interlayer metal on microstructures and mechanical properties of friction stir lap welded dissimilar joints of magnesium and aluminum alloys. *J. of Mater. Process. Technol.*, **299**, 117362. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117362>
22. Cooke, K. (2020) Kinetics of joint formation during diffusion induced solid-state bonding of titanium and magnesium alloys. In: *18th LACCEI International Multi-Conference for Engineering, Education, and Technology: Engineering, Integration, and Alliances for a Sustainable Development. Hemispheric Cooperation for Competitiveness and Prosperity on a Knowledge-Based Economy*, July 27–31, 2020. DOI: <http://dx.doi.org/10.18687/LACCEI2020.1.1.287>
23. Falchenko, Y.V., Petrushynets, L.V. (2022) Modern technological methods of pressure welding of magnesium alloys (Review). *The Paton Welding J.*, **6**, 29–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2022.06.05>
24. Habisch, S., Böhme, M., Peter, S. et al. (2018) The effect of interlayer materials on the joint properties of diffusion-bonded aluminum and magnesium. *Metals*, **8**(2), 138. DOI: <https://doi.org/10.3390/met8020138>
25. Ustinov, A.I., Falchenko, Iu.V., Melnychenko, T.V. et al. (2017) Diffusion welding through vacuum-deposited porous interlayers. *J. of Mater. Process. Technol.*, **247**, 268–279. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.04.029>
26. Luo, A.A. (2013) Magnesium casting technology for structural applications. *J. of Magnesium and Alloys*, **1**(1), 2–22. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jma.2013.02.002>
27. Mordike, B.L., Ebert, T. (2001) Magnesium: properties – applications – potential. *Mater. Sci. Eng.: A*, **302**(1), 37–45. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01351-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01351-4)
28. Костін В.А., Фальченко Ю.В., Пузрін А.Л., Махненко А.О. (2023) Отримання, властивості і перспективи використання сучасних магнієвих сплавів. *Сучасна електрометалургія*, **1**, 43–52. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2023.01.06>
29. Kostin, V.A., Falchenko, Yu.V., Puzrin, A.L., Makhnenko, A.O. (2023) Production, properties and prospects of application of modern magnesium alloys. *Electrometallurgy Today*, **1**, 43–52 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2023.01.06>
30. Mahendran, G., Babu, S., Balasubramanian, V. (2010) Analyzing the effect of diffusion bonding process parameters on bond characteristics of Mg-Al dissimilar joints. *J. of Mater. Eng. and Perform.*, **19**, 657–665. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-009-9531-6>
31. Moghaddam, N.T., Rabieizadeh, A., Khosravifard, A. et al. (2023) Welding of Al–Mg alloy: Solid-state vs. fusion welding techniques. *Iran. J. Sci. Technol. Trans. Mech. Eng.*, **47**, 673–686. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40997-022-00536-7>
32. V. Kostin et al. (2021) Influence of adhesive bond line thickness on joint strength of composite aircraft structures. *J. Phys.: Conf. Ser.*, **1925**, 012070 DOI: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/1925/1/012070>
33. Melnychenko, T.V., Samofalov, O.V., Ustinov, A.I. (2024) Effect of Ti/Cu and Ti/Ni multilayer foils on microstructure and mechanical properties of diffusion bonded Ti6Al4V alloy joints. In: *VII Int. Conf. «Welding and Related Technologies», 7–10 October 2024, Yaremche, Ukraine: Abstracts of plenary and poster papers*. Kyiv, International Association «Welding», 45.
34. Petrushynets, L.V., Fedorchuk, V.Y., Mikhailov, L.V. et al. (2025) Investigation of the microstructure of aluminum and magnesium joints during diffusion welding. *Mater. Sci.*, **60**, 470–476. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-025-00907-w>
35. Mahendran, G., Balasubramanian, V., Senthilvelan, T. (2010) Influences of diffusion bonding process parameters on bond characteristics of Mg-Cu dissimilar joints. *Transact. of Non-ferrous Metals Society of China*, **20**(6), 997–1005. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(09\)60248-X](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(09)60248-X)
36. Xin-jian Yuan, Guang-min Sheng, Jun Luo, Jia Li (2013) Microstructural characteristics of joint region during diffusion-brazing of magnesium alloy and stainless steel using pure copper interlayer. *Transact. of Nonferrous Metals Society of China*, **23**(3), 599–604. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(13\)62505-4](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(13)62505-4)
37. Dai, J., Jiang, B., Zhang, J. et al. (2015) Diffusion kinetics in Mg-Cu binary system. *J. Phase Equilib. Diffus.*, **36**, 613–619. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11669-015-0417-z>
38. Zhang, Jian, Qiang Luo, Qiang Shen, Liangmeng Zhang (2014) Diffusion mechanism and kinetics of diffusion bonded Mg/Ni/Al joint. *Key Engineering Materials*, **616**, 286–290. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.616.286>
39. Cheng, S.L., Chen, Y.Y., Lee, S.W., Hsu, H.F. (2009) Formation of Mg₂Ni alloy layers and kinetic studies in the binary

- Mg–Ni system. *Thin Solid Films*, 517(17), 4745–4748. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2009.03.011>
39. Walker L., Fink, C., Hilla, C., Ying Lu (2023) Peculiar roles of nickel diffusion in intermetallic compound formation at the dissimilar metal interface of magnesium to steel spot welds. *Materials & Design*, 230(3), 111980. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2023.111980>
 40. Fanjin Yao, Guoqiang You, Lei Wang et al. (2022) Design, fabrication, microstructure, and mechanical properties of interlayer-free vacuum diffusion bonding Mg/Ti composites. *Vacuum*, 199, 110947. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2022.110947>
 41. Квасницький В.В., Матвієнко М.В., Бутурля Є.А. та ін. (2019) Напружено-деформований стан при дифузійному зварюванні та пайці циліндричних вузлів з м'яким прошарком в умовах силового та термічного навантаження в межах пружності. *Вісник Одеського національного морського університету*, 1, 126–139. http://nbuv.gov.ua/UJRN/Vonmu_2019_1_13
 42. Квасницький В.В., Матвієнко М.В., Бутурля Є.А. та ін. (2019) Напружено-деформований стан зварних і паяних вузлів із різнорідних матеріалів з м'яким прошарком при температурно-силовому навантаженні. *Автоматичне зварювання*, 8, 10–15. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2019.08.01>
 43. Лобанов Л.М., Єрмолаєв Г.В., Квасницький В.В. та ін. (2016) *Напруження та деформації при зварюванні і паянні: підручник* Н 27. За заг. ред. Л.М. Лобанова. Миколаїв, НУК. Lobanov, L.M., Yermolayev, G.V., Kvasnitsky, V.V. et al. (2016) *Stresses and deformations in welding and soldering: Textbook H 27*. Ed. by L.M. Lobanov. Mykolaiv, NUK [in Ukrainian].
 44. Болотов М.Г., Прибитко І.О., Нагорна І.В. (2020) Тліючий розряд як джерело поверхневого нагріву в процесах з'єднання різнорідних матеріалів (огляд). *Технічні науки та технології*, 2(20), 022–036. DOI: [https://doi.org/10.25140/2411-5363-2020-2\(20\)-22-36](https://doi.org/10.25140/2411-5363-2020-2(20)-22-36)
 45. Новомлинець О.О., Ющенко С.М., Олексієнко С.В. та ін. (2021) Нова технологія зварювання тиском алюмінію з міддю через прошарок. *Технічні науки та технології*, 4(18), 009–017. DOI: <https://tst.stu.cn.ua/article/view/200335>

INFLUENCE OF INTERLAYERS ON PHASE FORMATION DURING VACUUM DIFFUSION WELDING OF MAGNESIUM ALLOY MA2-1

V.A. Kostin, A.L. Puzryn, Yu. V. Falchenko, L. V. Petrushynets, A.G. Poklyatsky

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

E-mail: procesor1@ukr.net

Vacuum diffusion welding of MA2-1 magnesium alloy using continuous and perforated layers of Zn, Cu, Ni, and Ti under the action of forming matrices is investigated in the paper. It is shown that continuous interlayers limit the localization of plastic deformation, contribute to the preservation of the MgO oxide film and the formation of flat pores, which reduces the strength of the joints to ~50 % of that of the base metal. Perforated interlayers provide a local reduction in deformation resistance, directed flow of magnesium into the holes, and mechanical crushing of oxides, forming juvenile Mg–Mg bridges and a fine crystalline structure on the joint interface. It was found that in systems with Cu and Ni, Mg₂Cu and Mg₂Ni hard intermetallics with high microhardness are formed, causing stress concentration, appearance of pore chains and a tendency to brittle fracture. In the Mg–Ti pair, the intermetallics are not formed, diffusion is limited, and titanium acts as an effective barrier, ensuring high plasticity of the weld and a bending angle of up to 180°. The optimal combination of forming matrices and perforated titanium interlayers allows reducing the temperature and welding time without thermal degradation of the alloy, increasing the strength of the joints to 143 MPa and ensuring their high reliability for aviation and space applications. 45 Ref., 9 Fig.

Keywords: vacuum diffusion welding, magnesium alloy MA2-1, intermediate layers, forming matrices, phase analysis, microstructure, intermetallic compounds

ORCID

Костін В.А. – <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, Пузрін О.Л. – <https://orcid.org/0000-0003-0625-2113>,
 Фальченко Ю.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3028-2964>, Петрушинець Л.В. – <https://orcid.org/0000-0001-7946-3056>,
 Покляцький А.Г. – <https://orcid.org/0000-0002-4101-2206>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛІСТУВАННЯ

О.Л. Пузрін

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

E-mail: procesor1@ukr.net

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

В.А. Костін, О.Л. Пузрін, Ю.В. Фальченко, Л.В. Петрушинець, А.Г. Покляцький (2026)

Вплив проміжних прошарків на процеси фазоутворення під час вакуумно-дифузійного зварювання магнієвого сплаву MA2-1. *Автоматичне зварювання*, 04, 24–37. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.04.03>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

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

Отримано 08.02.2026

Отримано у переглянутому вигляді 20.05.2026

Підписано до друку 20.07.2026

Оприлюднено 24.07.2026

СТРУКТУРА ТА МІКРОТВЕРДІСТЬ СТИКОВИХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ МІДНИХ СПЛАВІВ, ОДЕРЖАНИХ ЗВАРЮВАННЯМ ТЕРТЯМ З ПЕРЕМІШУВАННЯМ

А.Ю. Тунік, Л.І. Адєєва, М.А. Полєщук, С.Г. Григоренко

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

У роботі наведено результати дослідження впливу технологічних параметрів процесу зварювання тертям з перемішуванням (ЗТП) на структуру та мікротвердість стикових зварних з'єднань технічної міді марки М1. Процес ЗТП проходить за рахунок пластичної деформації металу, розігрітого до температури рекристалізації без розплавлення. Встановлено, що температура процесу визначається площею взаємодії робочого інструменту з металом пластин, що з'єднується, та технологічними параметрами. У роботі досліджено вплив осьового навантаження (заглиблення заплечика) і швидкості зварювання на структуру та мікротвердість мідних зварних з'єднань. Збільшення заглиблення заплечика з 0,2 до 0,6 мм при постійних інших параметрах ЗТП призводить до зниження мікротвердості всіх зон з'єднань максимум на 15 % завдяки більшому тепловкладенню. Висота шва зменшується на 7 %, структура основної частини шва стає більш однорідною. Збільшення швидкості зварювання з 25 до 100 мм/хв при постійних інших параметрах ЗТП суттєво не впливає на розміри швів. При швидкості зварювання 40 мм/хв, яка забезпечує оптимальне тепловкладення, дефектів у зварному з'єднанні не виявлено. У зоні з'єднання утворюється щільна бездефектна структура з дрібним зерном і мікротвердістю, наближеною до мікротвердості основного металу. Бібліогр. 12, табл. 2, рис. 6.

Ключові слова: зварювання тертям з перемішуванням, робочий інструмент, технологічні параметри, мідні з'єднання, структура, властивості

Вступ. Зварювання тертям з перемішуванням (ЗТП) – це процес з'єднання деталей у твердій фазі без розплавлення металу, що є одним із різновидів зварювання тиском. Фізична сутність ЗТП полягає в нагріванні деталей шляхом безпосереднього перетворення механічної енергії в теплову завдяки роботі сил тертя. Метод відрізняється екологічною чистотою та невисокою енергоємністю [1, 2]. Для зварювання використовують інструмент, що складається з двох основних частин: заплечика та виступаючого стрижня – «пін» (рис. 1). Розміри цих конструктивних елементів вибирають у залежності від матеріалу і товщини деталей, що зварюються. Інструмент, що обертається з певною швидкістю, у місці зіткнення з поверхнею пластин вводиться таким чином, щоб «пін» увійшов у заготовку на глибину, що приблизно дорівнює її товщині. Заплечик, притиснутий із зусиллям до поверхні, переміщується по лінії стику зі швидкістю зварювання. При цьому виділяється достатня кількість енергії, необхідної для пластифікації, перемішування металу й утворення якісного з'єднання. Відбувається нагрів металу до пластичного стану – 0,4...0,9 від температури плавлення. Об'єм, в якому формується шов, обмежується зверху заплечиком інструменту. Отримання міцного зварного з'єднання відбувається за умови енергійно-

го пластичного деформування обсягів металу, які розташовані поблизу взаємодіючих поверхонь. Деформація та перемішування металу в твердій фазі створює мікроструктуру, що є рівномірною до основного металу (ОМ). Зазвичай міцність на розтягування та міцність втомі зварного шва становить 90 % від цих характеристик для ОМ. Відносно невисока температура нагрівання металу в зоні з'єднання при ЗТП дозволяє отримати менший рівень залишкового напруження [3].

Основними параметрами процесу ЗТП є: площа контакту інструменту з деталями, що зварюються, швидкість обертання, швидкість переміщення і кут нахилу робочого інструменту. У багатьох публікаціях зазначається, що зі збільшенням частоти обертання інструменту температура в зоні зварювання підвищується, а зі збільшенням швидкості процесу – знижується. Якість зварного з'єднання залежить від параметрів процесу. Відомо, що дана технологія успішно використовується для конструкцій із алюмінію та його сплавів [3, 4]. Вивчаються можливості застосування ЗТП для сталей, титанових і магнієвих сплавів та ін. [5, 6]. Останнім часом виявляється великий інтерес до ЗТП міді, мідних сплавів [2, 7] та їхніх з'єднань з іншими металами [8]. Мідь за своїми теплофізичними властивостями, у першу чергу теплопровідністю, теплоємністю, температурою плавлення істотно відрізняється від металів і сплавів, технології ЗТП яких досить добре розроблені. Оскільки зварювання мідних сплавів проходить

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

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

при значно більшому тепловкладенні, слід використовувати інструмент, стійкий до високих робочих температур 800...900 °С [9, 10]. Значне число публікацій пов’язано з визначенням температур нагріву різних зон зварного з’єднання при ЗТП. Температурні поля в зоні з’єднання визначають фізичну можливість пластичної течії розігрітого матеріалу та отримання якісного формування структури шва [2]. В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України метод ЗТП був використаний при ремонті мідних плит кристалізатора машин безперервного лиття заготовок для металургійних заводів [11–13].

Метою даної роботи є дослідження впливу технологічних параметрів ЗТП на формування структури й мікротвердості мідних стикових швів, зокрема параметрів, що найбільше впливають на температуру процесу, площу контакту робочого інструменту з металом деталей та швидкості його переміщення (швидкості зварювання).

Матеріал та методики досліджень. У процесі роботи для отримання з’єднань методом ЗТП використовували установку на базі модернізованого фрезерного верстата 6Р13. Для дослідження процесу були використані мідні пластини технічної міді марки М1 (ДСТУ 859:2003) завтовшки 10 мм. Метал пластин має однофазну крупнозеренну (100...800 мкм) структуру з помітним напрямком прокату та мікротвердістю 1090 ± 50 МПа. Процес ЗТП здійснювався зварювальним інструментом, що обертається за годинниковою стрілкою навколо повздовжньої осі, яка була відхилена від вертикалі на $1,5^\circ$ у бік протилежного напрямку його горизонтального переміщення. Робочий інстру-

мент був виготовлений зі сплаву ВК10КС і мав заплечик діаметром 34 мм, «пін» у вигляді усіченого конуса завдовжки 6,5 мм і діаметрами верхньої та нижньої основ 10 і 3,5 мм відповідно. Процес ЗТП проходив у твердій фазі при мінімальному нагріві та практично виключалося потрапляння кисню в зону з’єднання. На рис. 1 наведено схему процесу та зовнішній вигляд часто використововуваного простого та ефективного зварювального інструменту «пін», який забезпечує достатню якість з’єднання.

Було проведено серію експериментів, у кожному з яких змінювався лише один технологічний параметр ЗТП, інші залишалися постійними (табл. 1). Вивчався вплив площі контакту поверхні інструменту (осьового навантаження) з металом пластини. Величина цієї площі визначалася за глибиною сліду, залишеного заплечиком на поверхні пластини. На другому етапі змінювали швидкість зварювання, яка становила 25, 40 та 100 мм/хв. У результаті кожного експерименту за допомогою термопар (хромель-алюмель), вимірювали температуру металу, при який відбувалося формування швів. Термопар розташовувалися в тілі пластини по лінії переміщення робочого інструменту.

Для дослідження отриманих зразків застосовували оптичну металографію, дюрometriю. Методом металографічного аналізу досліджували макро- та мікроструктуру поперечних перерізів отриманих з’єднань, полірованих і після хімічного травлення в 50 % водному розчині HNO_3 . Дослідження проводили за допомогою металографічного мікроскопа «Неофот-32», оснащеного приставкою для цифрової зйомки. Цифрове зобра-

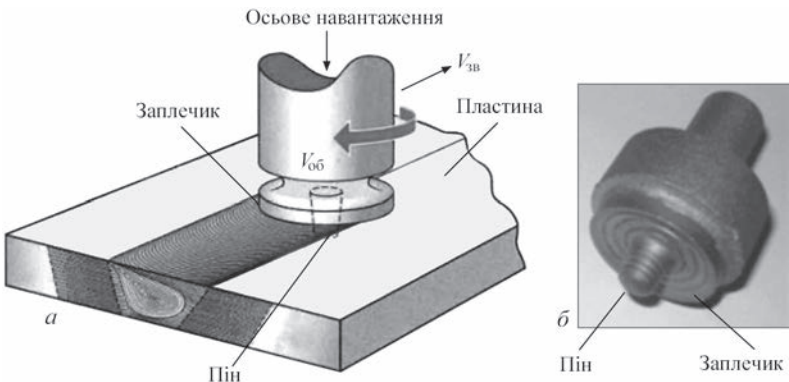


Рис. 1. Схема процесу (а) та зварювальний інструмент (б), що використовували для ЗТП міді

Таблиця 1. Режими одержання зварних з’єднань міді методом ЗТП

№ зразка	Технологічні параметри процесу ЗТП			
	<i>V</i> зварювання, мм/хв	<i>V</i> обертання, об/хв	Глибина занурення заплечика, мм	Площа контакту *, мм ²
1	40	800	0,2	130 ± 15
2	40	800	0,6	280 ± 15
3	25	800	0,2	130 ± 15
4	100	800	0,2	130 ± 15

Примітка: * Площа контакту робочого інструменту з металом пластин

ження оброблялося програмою Atlas. Підготовку зразків для металографічних досліджень проводили згідно з методиками, що застосовуються в металографії [2]. ДюрOMETричний аналіз проводили на твердомірі М-400 фірми «LECO» при навантаженні 0,249 і 0,496 Н.

Результати досліджень. При всіх досліджених режимах у зварних швах литі структури не виявлено. Макроструктура досліджених зварних з'єднань міді, отриманих при різних параметрах ЗТП, має (у поперечному перерізі) спільну специфічну будову, яку схематично зображено на рис. 2.

Поперечний переріз з'єднання, отриманого ЗТП, зазвичай складається з декількох зон: шва (зони перемішування), термомеханічного впливу (ЗТМВ), термічного впливу (ЗТВ) та ОМ (рис. 2). Геометричні параметри цих зон наведено в табл. 2.

Шов складається з верхньої частини у формі трапеції, яка утворюється запличком, і нижньої частини – ядра округлої форми, що утворюється «піном». Верхня частина шва має зони набігання та відставання робочого інструменту. Частину зварного шва, де напрямок обертання інструменту збігається з напрямком його горизонтального переміщення, називають стороною набігання, іншу частину – стороною відставання. У ділянках набігання інструменту, які межують із ЗТМВ, переважно спостерігається висока мікротвердість, яка може перевищувати мікротвердість ОМ. У шві найнижча мікротвердість спостерігається в зоні відставання інструменту. У верхній частині шва спостерігаються ділянки світлого й темного травлення. Ділянки темного травлення знаходяться з боку набігання інструменту, в них щільно розташовані лінії деформації. Ці зони найбільш деформовані, дрібнозеренні та за мікротвердістю сумірні або перевищують мікротвердість ядра. Ділянки, які травляться світліше, мають більші зерна та містять овальні дефор-

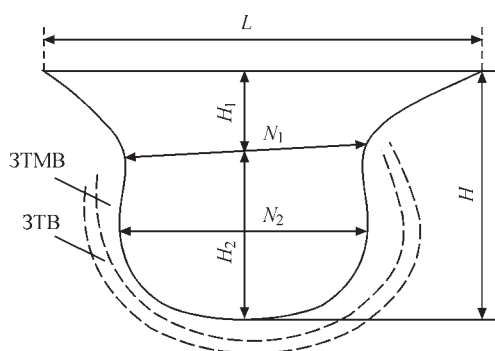


Рис. 2. Схема поперечного перерізу з'єднання, отриманого ЗТП: L – ширина ділянки впливу запличка; H – висота шва; H_1 – висота верхньої частини; H_2 – висота ядра; N_1 – ширина шва в ділянці з'єднання нижньої та верхньої частини шва, N_2 – ширина ядра, ЗТВ – зона термічного впливу, ЗТМВ – зона термомеханічного впливу

маційні кільця. За мікротвердістю вони на 9...14 % нижче, ніж ділянки, що травляться темніше. Зона ядра утворюється «піном» – це найстабільніша дрібнозеренна структура з високою мікротвердістю, яка сумірна або перевищує мікротвердість ОМ. Ядра зварних з'єднань є переважною частиною шва. Вони мають округлу форму та містять концентричні кола деформації металу, які в публікаціях називаються «річними» кільцями. Формування кілець пов'язано з особливостями процесу перемішування металу «піном» робочого інструменту. Відстань між кільцями зменшується від центру до периферії ядра, а мікротвердість при цьому зростає. Виявлено макроскопічну неоднорідність структури зварних швів. Даний ефект може бути обумовлений як градієнтом температури, так і деформаціями, притаманним процесам ЗТП, а також специфічним характером пластичної течії металу.

У роботі досліджували вплив величини площі контакту робочої частини інструменту на формування структури та властивостей мідних з'єднань (зразки № 1 і 2 в табл. 1). Ці зразки відрізняються тільки одним параметром – величиною площі контакту робочої частини інструменту з виробом. Встановлено, що з урахуванням похибки вимірювань, слід запличка при глибині занурення інструменту 0,2 мм відповідає площі контакту $130 \pm 15 \text{ мм}^2$, а при зануренні 0,6 мм – $280 \pm 15 \text{ мм}^2$ відповідно. Таким чином, площа контакту зразка № 2 у два рази більша, ніж зразка № 1. За даною технологією одержані якісні бездефектні з'єднання (рис. 3, 4). У процесі ЗТП на температуру, при якій формується зварний шов, впливає площа взаємодії робочої частини зварювального інструменту з металом пластини. Тому збільшення заглиблення запличка з 0,2 до 0,6 мм підвищує тепловкладення в ділянку металу в зоні зварювання. Температура в ділянці вимірювання під «піном» зростає приблизно з 600 до 900 °С. При дослідженні структури з'єднань встановлено, що збільшення заглиблення запличка, в першу чергу, впливає на висоту й площу верхньої частини шва (рис. 3, а–в, рис. 4, а–в). Її максимальна висота збільшується на ~ 44 % і вона частково перекриває нижню частину шва – зону ядра. Загальна висота шва зменшується на 7 %, при цьому ширина шва не змінюється (табл. 2).

При більшому заглибленні запличка збільшується розмір ділянки темного травлення у верхній частині шва, а в ділянках світлого травлення частіше спостерігаються деформаційні смуги (рис. 4, е). У зразках № 1 і 2 розмір зерна в ділянках темного травлення становить 10...30 та 20...40 мкм, у

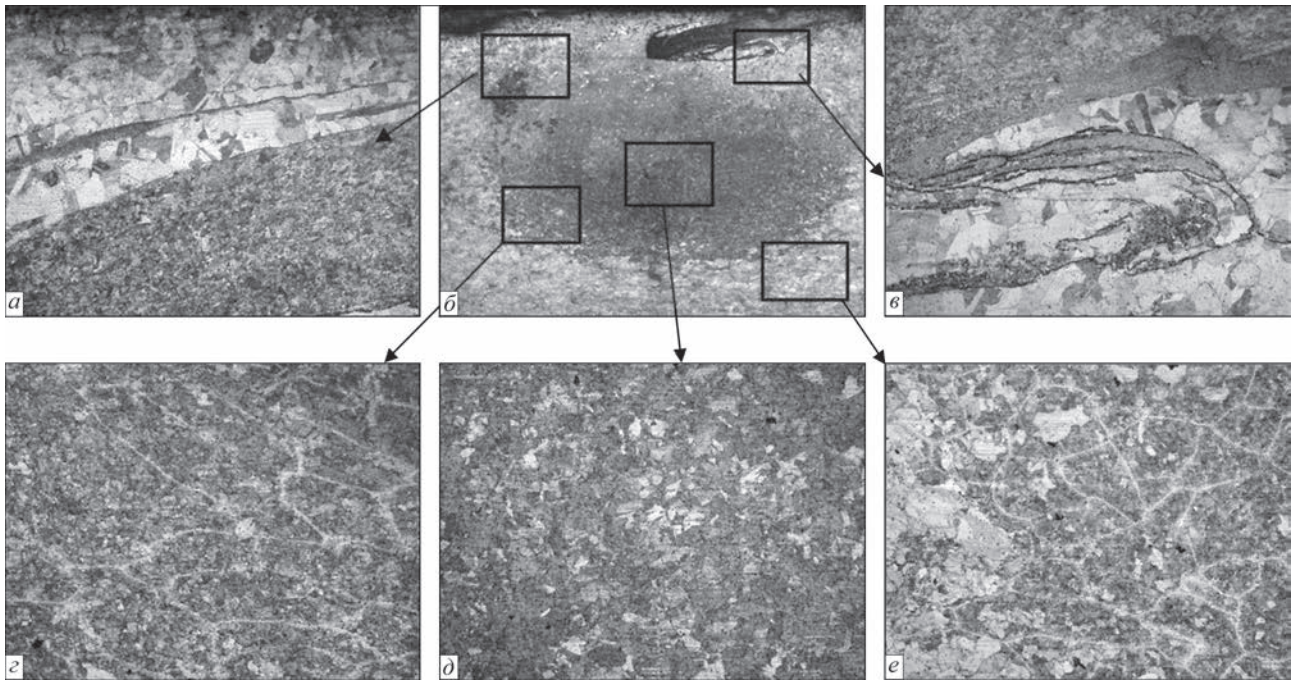


Рис. 3. Мікроструктура зварного з'єднання зразка № 1: верхня частина шва (а, в), загальний вигляд (б), зона ядра (д), ЗТМВ (г), ЗТВ (е); б – $\times 25$; а, в–е $\times 100$, травлено

ділянках світлого травлення він значно більше – 30...150 і 40...70 мкм (рис. 3, в, рис. 4, в), а мікротвердість у цих ділянках верхньої частини шва зменшується на 10 і 9 % відповідно (табл. 2).

Зона ядра в зразках № 1, 2 має овальну форму з характерними «річними» кільцями, де деформований «піном» метал формується в дрібне рівнове зерно з переважним розміром 10...50 і 20...30 мкм (рис. 3, д і рис. 4, д). Більше тепловкладення в процесі зварювання зменшує мікротвердість структури ядра цих зразків на 9 % (табл. 2), що становить 89 і 81 % від

мікротвердості ОМ. Товщини ЗТМВ і ЗТВ не перевищують $\sim 1,0$ мм і при збільшенні заглиблення заплечиків зростають не суттєво. При цьому мікротвердість цих зон зменшується на 12 і 15 % відповідно. Зони ЗТМВ і ЗТВ у верхній частині шва візуалізуються слабше, але вони чітко реєструються навколо ядра. Максимальних розмірів ці зони досягають у ділянках біля центру ядра, їхня товщина зменшується при наближенні до верхньої частини шва.

Таким чином, збільшення глибини занурення заплечика з 0,2 до 0,6 мм призводить до зменшен-

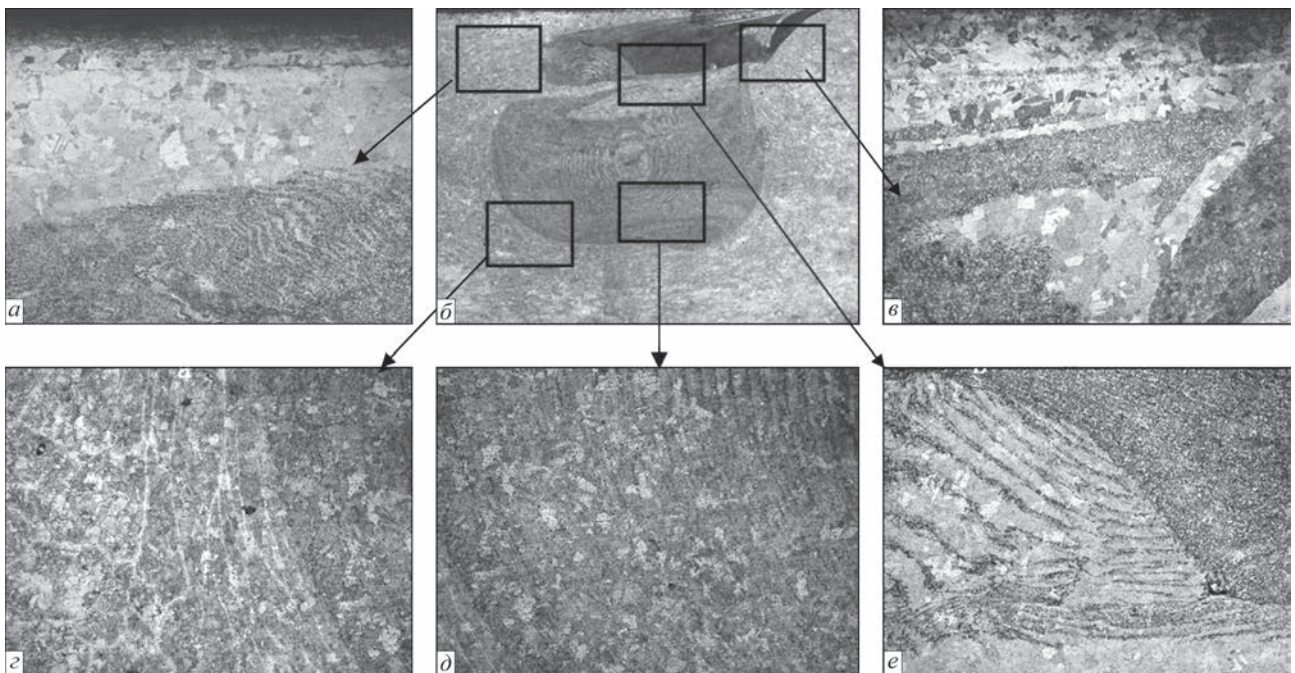


Рис. 4. Мікроструктура зварного з'єднання зразка № 2: верхня частина шва (а, в, е), загальний вигляд (б), зона ядра (д), ЗТМВ + ЗТВ (г); б – $\times 25$; а, в–е $\times 100$, травлено

Таблиця 2. Мікротвердість і геометричні параметри ділянок зварних з’єднань, одержаних ЗТП

№ зразка	Параметри ділянок, мм						Мікротвердість, МПа				
	<i>H</i>	<i>H</i> ₁	<i>H</i> ₂	<i>L</i>	<i>N</i> ₁	<i>N</i> ₂	*Темна ділянка	*Світла ділянка	Ядро	ЗТМВ	ЗТВ
1	5,9	1,5	4,4	11,2	4,0	6,7	995±70	885±50	970±35	965±60	960±35
2	5,6	1,9	3,7	11,2	5,2	6,4	885±55	810±25	885±30	860±45	835±30
3	5,8	1,0	4,8	12,0	5,6	6,8	1030±70	995±45	970±60	930±30	900±40
4	5,8	1,2	4,6	11,0	5,8	6,4	1200±95	1025±30	1055±100	1045±65	1005±20

Примітка. * Ділянки темного та світлого травлення верхньої частини шва, мікротвердість ОМ 1090 МПа.

ня висоти шва на 7 %. Завдяки більшому тепловкладенню в метал температура в зоні зварювання підвищується, що призводить до зниження мікротвердості всіх зон з’єднання до 15 %. Їхня мікротвердість знаходиться в діапазоні 76...93 % від мікротвердості ОМ. У зоні ядра, яка є переважною частиною шва, розмір зерна стає одноріднішим. Зеренна неоднорідність у ділянках верхньої частини шва зберігається. Зварні з’єднання, одержані за цією технологією в даному діапазоні осьового навантаження, не мають дефектів.

На наступному етапі оцінювали вплив швидкості горизонтального переміщення інструменту на формування структури та мікротвердість мідних швів. При змінній швидкості зварювання (переміщенні інструменту) 25, 40, 100 мм/хв та інших постійних параметрах (швидкість обертання 800 об/хв і глибина зачистки заплетика 0,2 мм) були одержані зразки № 3, 1 та 4 (табл. 1). Дослідження структури з’єднань показало, що при збільшенні швидкості зварювання параметри швів змінюються несуттєво: висота шва дорівнює 5,8...5,9 мм, а ширина ділянки впливу заплетика – 11...12 мм, максимальна товщина верхньої частини шва не перевищує 1,5 мм. Ядро в поперечному пе-

рерізі має округлу форму з максимальною шириною 6,4...6,8 мм.

У верхній частині шва зразків № 3, 1, 4 ділянки темного та світлого травлення мають мікротвердість, яка становить: 94, 91, 110 та 91, 81, 94 % від мікротвердості ОМ (табл. 2). Розмір зерна в цих ділянках зростає та дорівнює 2...10, 10...30, 10...50 та 20...70, 20...100, 30...150 мкм відповідно (рис. 5, а, в, рис. 3, а, в, рис. 6, а, в). Зразок № 1 має найменшу мікротвердість у ділянках верхньої частини шва. Слід зазначити, що ділянки темного травлення (найбільш деформований метал у верхній частині шва) мають незначну площину, але відрізняються високою мікротвердістю – 1030...1200 МПа. Саме біля них на границі верхньої частини шва та ядра реєструються тріщини в зразках № 3 і 4 (рис. 5, а, рис. 6, а) при швидкості зварювання 25 і 100 мм/хв. У зразку № 1 тріщин або інших дефектів не спостерігається. Мікротвердість усіх ділянок з’єднання цього зразка знаходиться в інтервалі 81...91 % від мікротвердості ОМ.

У металі ядра всіх зразків спостерігається структура з характерними «річними» кільцями (рис. 5, д, рис. 3, д, рис. 6, д). У зоні ядра зразків

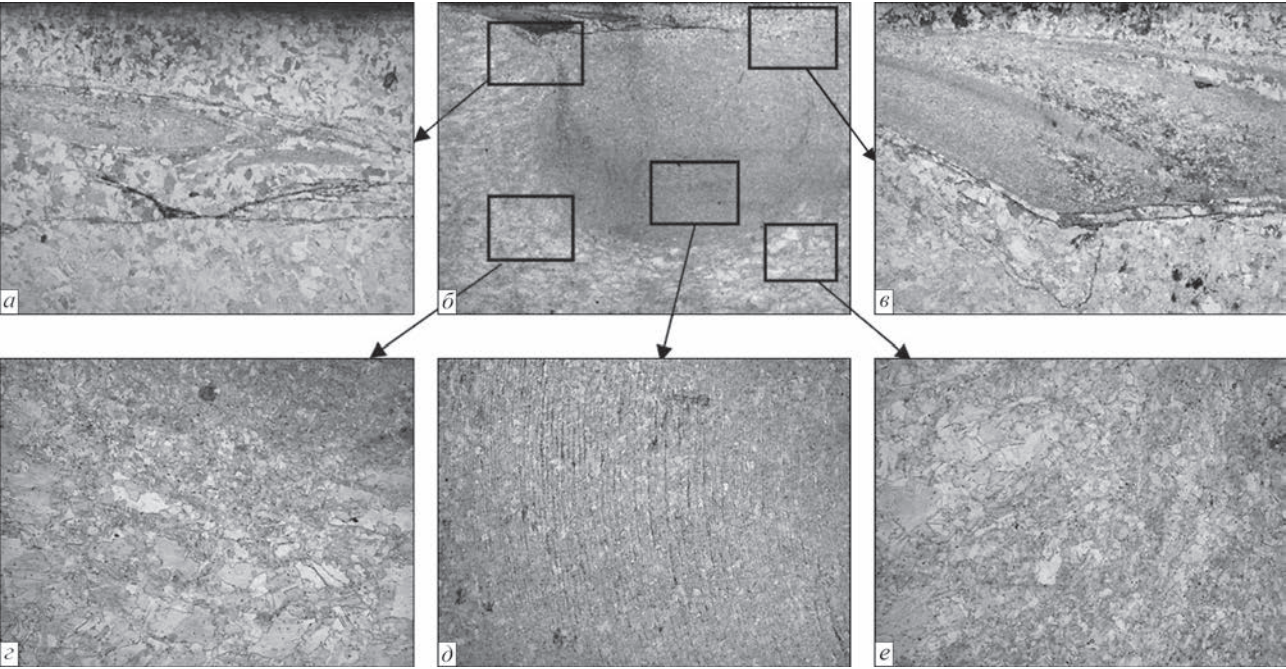


Рис. 5. Мікроструктура зварного з’єднання зразка № 3: верхня частина шва (а, в), загальний вигляд (б), ЗТМВ + ЗТВ (с), зона ядра (д), ЗТВ (е); б – ×25, а, в–е – ×100, травлено

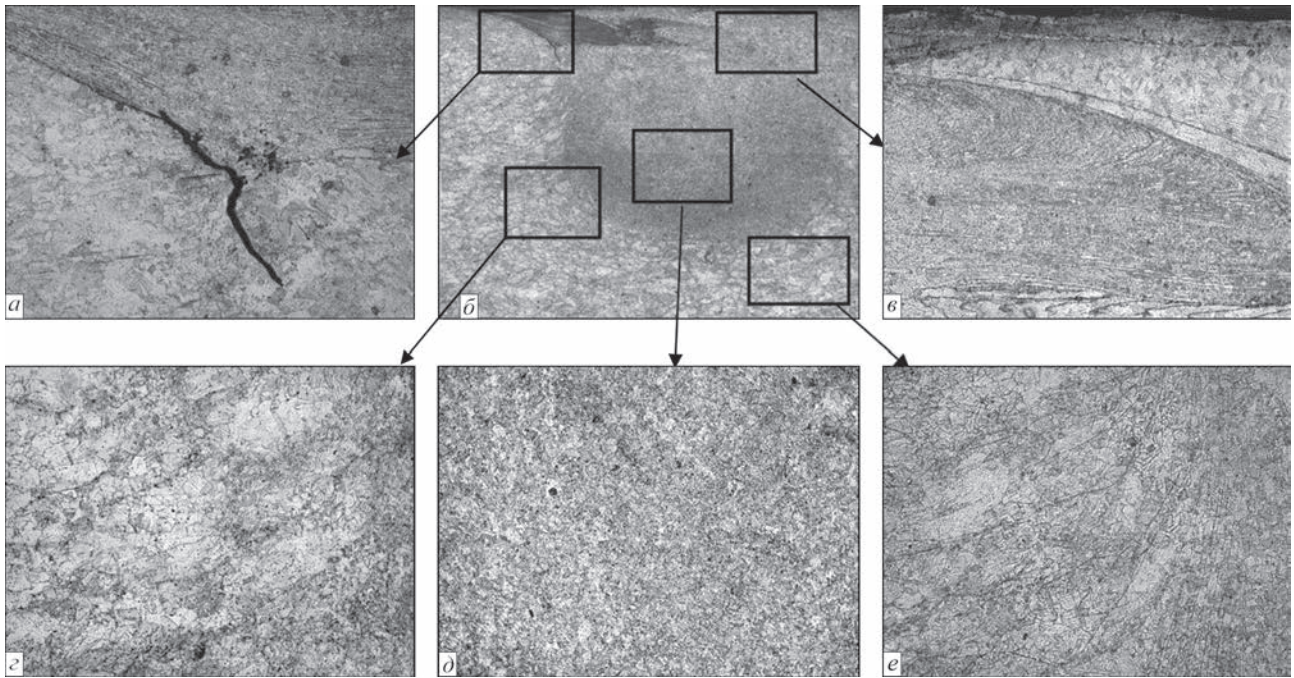


Рис. 6. Мікроструктура зварного з'єднання зразка № 4: верхня частина шва (а, в), загальний вигляд (б), ЗТМВ + ЗТВ (г), зона ядра (д), ЗТВ (е); б – $\times 25$, а, в–е – $\times 100$, травлено

№ 3 і 1 утворюється структура з більш рівномірним рівновісним зерном під впливом процесів первинної рекристалізації. Розмір зерна в цих ділянках знаходиться в діапазоні 10...30, 10...50 мкм. У зразку № 4, отриманому за найбільшої швидкості зварювання, реєструється структура з нерівномірним розміром зерна 20...100 мкм, яка утворюється під впливом процесу фрагментації.

При зростанні швидкості зварювання зменшується тепловкладення в процес ЗТП. Мікротвердість ядра як найбільшої частини шва в зразках № 3, 1, 4 складає 89, 89, 97 % від мікротвердості ОМ (табл. 2).

У мікроструктурі зразків № 3, 1, 4 при всіх швидкостях зварювання спостерігаються ЗТМВ і ЗТВ навколо ядра (рис. 5, г, е, рис. 3, г, е, рис. 6, г, е). Товщина ЗТМВ і ЗТВ у цих зразках не перевищує 1 мм і суттєво не змінюється при зростанні швидкості зварювання, але при цьому мікротвердість цих зон зростає приблизно на 10 %, що становить ~ 90 % від мікротвердості ОМ відповідно (табл. 2).

Таким чином, при досліджених швидкостях зварювання 25, 40, 100 мм/хв геометричні параметри швів з'єднань змінюються несуттєво. В основній частині шва, в зоні ядра, однорідна дрібнозеренна структура спостерігається при швидкості зварювання 25 і 40 мм/хв. При збільшенні її до 100 мм/хв реєструється нерівно подрібнена структура з більшим розміром зерна. Зменшення тепловкладення призводить до зростання мікротвердості ядра з 970 до 1055 МПа при швидкості зварювання 25 і 100 мм/хв відповідно. Поява тріщин при швидкості зварювання 25 мм/хв обумовлена значними дефор-

маційними процесами в зоні перемішування. При швидкості зварювання 100 мм/хв тріщиноутворення спричинене недостатнім розігрівом металу та низькою температурою (~ 450 °С) в зоні зварювання [9]. При підвищенні температури в цій зоні (~ 600 °С), зареєстрований при швидкості зварювання 40 мм/хв, дефектів у зварному з'єднанні не виявлено. У зоні з'єднання утворюється щільна бездефектна структура з дрібним зерном і мікротвердістю, що становить 81...91 % від мікротвердості ОМ.

Висновки

Термічний цикл, який створюється інструментом, що обертається, при різних швидкостях ЗТП є фактором керування мікроструктурою. Провідну роль у цьому процесі грає механічне перемішування металу в пластичному стані. Внаслідок проходження процесів перекристалізації в зонах пластичного перемішування металу відбувається подрібнення зерна та створюється щільна мікроструктура шва, яка наближається за мікротвердістю до ОМ. Дослідження властивостей та структури поперечного перерізу зварних з'єднань мідних стикових швів показали, що при заглибленні заплечика 0,2 мм, швидкості зварювання 40 мм/хв та швидкості обертання 800 об/хв були отримані найбільш якісні бездефектні вироби.

Список літератури/References

1. Thomas, W.M. (1991) *Friction stir butt welding*. Pat. GB9125978.8, PCT/GB92. Publ. 01.12.91.
2. Savolainen, K. (2012) *Friction Stir Welding of Copper and Microstructure and Properties of the Welds*. Doct. dissertation for the degree of Dr. of Science in Technology. Aalto University School 2012. ISBN 978-952-60-4500-9.

3. Ishchenko A.Ya., Labur T.M. (2013) *Welding of modern structures from aluminum alloys*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
4. Поляцький А.Г., Мотруніч С.І., Кушнарьова О.С. (2021) Властивості стикових з'єднань тонколистового алюмінієво-літійового сплаву 1460, отриманих тертям з перемішуванням та TIG. *Автоматичне зварювання*, **7**, 3–8. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2021.07.01>
5. Poklyatskiy, A.G., Motrunich S.I., Kushnaryova, O.S. (2021) Properties of butt joints of fine-sheet aluminium-lithium 1460 alloy, produced by friction STIR and TIG welding. *The Paton Welding J.*, **7**, 2–6. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.07.01>
6. Khokhlov, M.A., Makhnenko, O.O., Kostin, V.A., Poklyatskiy, A.G., Falchenko, Iu.V., Khokhlova, Yu.A. (2024) Thermo-mechanical processes in friction stir welding of magnesium alloy sheets. *The Paton Welding J.*, **5**, 11–17. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2024.05.02>
7. Zhou, L., Liu, H.J. (2011) Effect of 0.5 wt. % hydrogen addition on microstructural evolution of Ti–6Al–4V alloy in the friction stir welding and post-weld dehydrogenation process. *J. Mater. Characterization*, **62**, 1036–1041. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2011.07.016>
8. Григоренко Г.М., Адеєва Л.І., Туник А.Ю., Полещук М.А., Зеленин В.І., Зеленин Е.В. (2015) Восстановительный ремонт слябовых медных кристаллизаторов МНЛЗ. Структура и свойства металла в зоне соединения. *Современная электрометаллургия*, **1**, 44–49. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2015.01.07>
9. Grigorenko, G.M., Adeeva, L.I., Tunik, A.Yu. et al. (2015) Restoration repair of slab copper moulds of MCCB. Structure and properties of metal in the joint zone. *Electrometallurgy Today*, **1**, 44–49 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2015.01.07>
10. Григоренко Г.М., Полещук М.А., Адеєва Л.І., Туник А.Ю. та ін. (2016) Особливості структури з'єднань матеріалів Cu–Cu, Ni–Cu, Сталь–Cu, отриманих внахлест способом зварювання тертям з перемішуванням. *Автоматичне зварювання*, **5-6**, 82–87. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2016.06.13>
11. Grigorenko, G.M., Polieshchuk, M.A., Adeeva, L.I., Tunik, A.Yu. et al. (2016) Peculiarities of structure of Cu–Cu, Ni–Cu and Steel–Cu joints produced by overlap friction stir welding method. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 75–80. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2016.06.13>
12. Полещук М.А., Шевцов А.В., Доценко І.В., Теплюк В.М. и др. (2021) Дослідження температурного стану мідних пластин у зоні швів при зварюванні тертям з перемішуванням. *Автоматичне зварювання*, **3**, 29–34. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2021.03.05>
13. Polieshchuk, M.A., Shevtsov, A.V., Dotsenko, I.V. et al. (2021) Investigation of temperature state of copper plates in the weld zone at friction STIR welding. *The Paton Welding J.*, **3**, 27–31. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.03.05>
14. Smith, C.B., Bendzsak, G.B., North, T.H. (2002) Heat and material flow modeling of the friction stir welding process. *NIST Special Publication SP*, **949**, 475–486.
15. Григоренко Г.М., Адеєва Л.І., Туник А.Ю. и др. (2015) Использование метода сварки трением с перемешиванием для восстановления изношенных медных плит кристаллизаторов МНЛЗ. *Автоматическая сварка*, **5-6**, 60–63.
16. Grigorenko, G.M., Adeeva, L.I., Tunik, A.Yu. et al. (2015) Application of friction stir welding method for repair and restoration of worn-out copper plates of MCCB moulds. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 55–58.
17. Никитюк Ю.Н., Григоренко Г.М., Зеленин В.І. и др. (2013) Технология восстановительного ремонта слябовых кристаллизаторов МНЛЗ наплавкой трением с перемешиванием. *Современная электрометаллургия*, **3**, 51–55.
18. Nikityuk, Yu.N., Grigorenko, G.M., Zelenin, V.I. et al. (2013) Technology of restoration repair of slab moulds of machines for continuous casting of billets by friction STIR surfacing. *Electrometallurgy Today*, **3**, 51–55 [in Russian].

STRUCTURE AND MICROHARDNESS OF COPPER ALLOY BUTT WELDED JOINTS PRODUCED BY FRICTION STIR WELDING

A.Yu. Tunik, L.I. Adeeva, M.A. Polieshchuk, S.G. Hryhorenko

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

E-mail: allatunik@gmail.com

The paper presents the results of investigation of the influence of the technological parameters of friction stir welding (FSW) process on the structure and microhardness of butt welded joints of grade M1 technical copper. The FSW process takes place through plastic deformation of the metal heated up to the recrystallization temperature without melting. It was found that the process temperature is determined by the area of interaction of the FSW tool with the metal of the plates being joined. The work is a study of the influence of axial loading (shoulder penetration depth) and welding speed on the structure and microhardness of copper welded joints. Increase in shoulder depth from 0.2 to 0.6 mm with other FSW parameters being constant leads to lowering of microhardness of all the other joint zones maximum by 15 % due to higher heat input. Weld height decreases by 7 %, and the main weld metal structure becomes more homogeneous. Welding speed increase from 25 to 100 mm/min with other FSW parameters being constant has no significant influence on weld dimensions. At welding speed of 40 mm/min., which ensures optimal heat input, no defects were found in the welded joint. A dense defectfree structure with fine grains and microhardness close to that of the base metal forms in the joint zone. 12 Ref., 2 Tabl., 6 Fig.

Keywords: friction stir welding, FSW tool, technological parameters, copper joints, structure, properties

ORCID

Тунік А.Ю. – <https://orcid.org/0000-0001-6801-6461>, Адеєва Л.І. – <https://orcid.org/0009-0008-5893-8196>, Полещук М.А. – <https://orcid.org/0000-0002-5992-4641>, Григоренко С.Г. – <http://orcid.org/0000-0003-0625-7010>,

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

Тунік А.Ю.

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

E-mail: allatunik@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

А.Ю. Тунік, Л.І. Адеєва, М.А. Полещук, С.Г. Григоренко (2026) Структура та мікротвердість стикових зварних з'єднань мідних сплавів, одержаних зварюванням тертям з перемішуванням. *Автоматичне зварювання*, **04**, 38–44. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.04.04>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

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

Отримано 08.10.2025

Отримано у переглянутому вигляді 21.12.2025

Підписано до друку 20.07.2026

Оприлюднено 24.07.2026

ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ ДУГОВОГО 3D ДРУКУ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ СПЛАВУ INCONEL 625

С.І. Мотруніч¹, О.В. Яровицин¹, І.Р. Волосатов¹, Д.С. Томко², Цзі Цзюньвень^{2,3}

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: motrunich@nas.gov.ua

²Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, Берестейський проспект, 37.

³Мюнхенський технічний університет. 80333, Мюнхен, Арцисштрассе, 21, Німеччина.

Досліджено вплив параметрів процесу дугового адитивного виробництва із застосуванням плавкого електрода у вигляді дроту в захисному газовому середовищі (WAAM) на механічні властивості багатошарового наплавленого металу нікелевого суперсплаву Inconel 625 у структурному стані «as built» у діапазоні температур 20...1100 °C. Із вирошеної заготовки типу «вертикальна стінка» виготовлено та випробувано повнорозмірні циліндричні зразки Ø5×M10 при 20 °C та мініатюрні плоскі пропорційні зразки з поперечним перерізом робочої частини 2,5×2,5 мм при 20...1100 °C. Наведено результати металографічних досліджень, виконаних растровою електронною мікроскопією, що показали особливості стовпчастої дендритної структури та морфології вторинних фаз у різних зонах вирошеної заготовки. Проаналізовано деформаційну здатність отриманого наплавленого металу сплаву Inconel 625 з точки зору відомої підвищеної опірності цього сплаву двом підвидам гарячих тріщин за механізмом «solid-state cracking». Показано, що перехід від захисного газу Ar до суміші 97,5 % Ar + 2,5 % CO₂ при застосуванні адитивної технології WAAM у діапазоні температур 600...900 °C суттєво знижує для отриманого наплавленого металу сплаву Inconel 625 значення границь міцності, плинності та пластичності, зокрема при температурі 800 °C – орієнтовно у 1,5 рази. Для сплаву Inconel 625 виконано порівняльний аналіз експериментальних даних із короткочасної міцності для наплавленого за адитивною технологією WAAM металу та відповідних опублікованих даних для промислових напівфабрикатів, виготовлених за традиційними технологіями. Бібліогр. 21, табл. 6, рис. 8.

Ключові слова: дугове адитивне виробництво, технологія WAAM, сплав Inconel 625, наплавлений метал, мікроструктура, короткочасні механічні властивості, підвищені температури

Вступ. Адитивне виробництво металевих деталей стає все важливішим напрямом сучасного машинобудування завдяки можливості створення складних геометричних форм, скорочення матеріальних витрат і часу виготовлення [1, 2]. Дугове адитивне виробництво із застосуванням плавкого електрода у вигляді дроту в захисному газовому середовищі (WAAM) займає особливе місце серед технологій 3D друку металів завдяки високій продуктивності процесу та можливості виготовлення великогабаритних деталей [3].

Сплав Inconel 625 є придатним до застосування в адитивному виробництві [4–8] через низьку ймовірність утворення дефектів у багатошаровому наплавленому металі, проте в певних умовах він може проявляти схильність до формування гарячих тріщин ліквідаційного та кристалізаційного типу [6–8].

Inconel 625 – це нікель-хром-молібденовий сплав із високим вмістом нікелю (58...69 %), який має достатньо високі експлуатаційні характеристики до 800 °C [7]. Сплав має високу темпера-

туру плавлення, підвищені міцність і стійкість до високих температур, зокрема антикорозійні властивості. Ці характеристики забезпечують широке використання сплаву Inconel 625 в ядерних реакторах, авіаційній та космічній техніці, морському обладнанні [5, 6, 9, 10]. Більшість елементів конструкцій у цих галузях мають складну геометрію, що робить їхнє виготовлення традиційними методами високовартісним через необхідність інтенсивної механічної обробки. Наприклад, виготовлення ребер жорсткості шасі літаків за дуговими адитивними технологіями дозволяє заощадити до 78 % вартості сировини порівняно з традиційними процесами послідовної механічної обробки [11].

За даними [8] сплав Inconel 625 вирізняється вмістом у нікелевій матриці 20...23 ваг. % Cr, 8...10 ваг. % Mo та 3,15...4,15 ваг. % (Ta + Nb). Легування Nb і Mo зміцнює твердий розчин його матриці Ni-Cr. При кристалізації цього сплаву в матриці та по границях зерен виділяються карбіди типу MeC, також можливе виділення фаз Лавеса. Після термічної обробки за режимами старіння сплав Inconel 625 дисперсно зміцнюється γ' - та δ - фазами на основі Ni₃Nb і карбідами переважно типу MeC, Me₆C на основі Nb і Ta, а також значно меншою мірою – фазами Лавеса та γ' -фазою. На-

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Це стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

явність ніобію в сплаві сприяє стабілізації матриці та підвищенню її міцності й стійкості до деформації, а дисперсія частинок Ni_3Nb забезпечує додаткове зміцнення та підвищує характеристики опору повзучості й опору втомі.

Якість кінцевих виробів, отриманих WAAM, безпосередньо залежить від технологічних параметрів процесу [12–14]. Ключовими факторами є: режими зварювання (струм, напруга, швидкість), тип захисного газу, температурні умови та геометричні параметри наплавлення. Також важливим є вплив захисного газового середовища на процеси формування мікроструктури та механічні властивості наплавленого металу Inconel 686, обумовлений зміною складу захисного газу від Ar до He та відповідно зміною швидкості охолодження наплавленого металу в температурному діапазоні 500...800 °C [14].

Через значно більші загальні витрати захисних газів в умовах адитивного виробництва способом WAAM виробів із жаростійких нікелевих сплавів порівняно зі співмірною за вагою «класичною» зварною конструкцією з метою зниження собівартості процесу доцільним видається застосування «чистого» аргону або його сумішей з недорогими активними газами, наприклад – CO_2 . Тому актуальними є дослідження такого багатопарового наплавленого металу з метою оцінки умов його формування, мікроструктури та механічних властивостей.

Дослідження поведінки матеріалів при підвищених температурах є критично важливим для жароміцних сплавів, оскільки вони повинні зберігати механічні характеристики в широкому діапазоні робочих температур. Структура, сформована під час адитивного виробництва, може суттєво відрізнятися від структури традиційно обробленого матеріалу, що впливає на температурну стабільність механічних властивостей.

Метою роботи є дослідження мікроструктури та механічних властивостей наплавленого металу сплаву Inconel 625, отриманого за адитивною технологією WAAM, у структурному стані «as welded»/«as deposited»/«as built» згідно з ISO/ASTM 52900:2015 та ISO/TR 25901-1:2016 (без термічної обробки), а саме:

– оцінка короточасних механічних властивостей у діапазоні температур 20...1100 °C, які значною мірою визначають технологічну спадковість матеріалу після наступних термічних обробок;

– аналіз деформаційної здатності наплавленого металу сплаву Inconel 625 з точки зору відомої його підвищеної опірності гарячим тріщинам типу «ductility dip crack» згідно з ISO 17641-1:2004 та ISO/TR 25901-1:2016 («solid-state cracking» за [4, 5, 15]);

– оцінка впливу виду захисного газу на механічні властивості наплавленого металу сплаву Inconel 625 при нормальних і підвищених температурах;

– порівняння отриманих експериментальних даних показників короточасної міцності з опублікованими для промислових напівфабрикатів зі сплаву Inconel 625, виготовлених за традиційними технологіями.

Наукова новизна наведеного матеріалу полягає в комплексному вивченні впливу захисного газового середовища при технології WAAM на механічні властивості наплавленого металу сплаву Inconel 625 без додаткової термічної обробки з особливою увагою до високотемпературної поведінки матеріалу.

Методика проведення досліджень. Для дугового адитивного 3D друку використовували присадний дріт INCONEL Filler Metal 625 (UNS N06625, ISO 15156-3:2020) діаметром 1,2 мм для дугового зварювання в середовищі захисних газів (табл. 1).

Дугове адитивне виробництво здійснювали з використанням джерела живлення Fronius TPS 5000 та роботизованої системи ABB2600 [16]. У ролі підкладки використовували катану пластину з низьковуглецевої сталі завтовшки 20 мм. Режими зварювання було вибрано відповідно до специфікації Fronius для конкретних зварювальних витратних матеріалів (табл. 2). Кожен наступний шар накладався після охолодження попереднього до температури 100 °C для забезпечення контрольованого термічного циклу. Товщина отриманого елемента стінки становила 15 мм.

Досліджували вплив двох технологічних режимів, що відрізнялися складом захисного газу: режим 1 із використанням чистого аргону (99,99 %) та режим 2 з газовою сумішшю аргону з 2,5 % діоксиду вуглецю. Для систематизації результатів використовували систему координат: BD (Build Direction) – напрямок по висоті 3D друку, SD (Scanning Direction) – напрямок сканування, TD (Transverse Direction) – поперечний напрямок.

Таблиця 1. Хімічний склад присадного дроту INCONEL Filler Metal 625 (UNS N06625, ISO 15156-3:2020) діаметром 1,2 мм, мас. %

Ni	Cr	Mo	Nb + Ta	Fe	Co	Al	Ti	C	Si	Mn	P	S
>58	20...23	8...10	3,15...4,15	<5,0	<1,0	<0,4	<0,4	<0,1	<0,5	<0,5	<0,015	<0,015

Таблиця 2. Технологічні параметри 3D друку сплаву Inconel 625

№ режиму	Швидкість зварювання, мм/с	Швидкість подачі дроту, м/хв	Захисний газ	Витрати газу, л/хв	Зварювальний струм, А	Зварювальна напруга, В
1	10	4,3	99,99 % Ar	15	107	15,9
2			97,5 % Ar + 2,5 % CO ₂		92	10,3

Для структурного аналізу використовували електронну сканувальну мікроскопію (SEM) на установці Tscan Mira 3 LMU та енергодисперсійний рентгенівський аналіз (EDX) від Oxford Instruments. Підготовку металографічних зразків для мікроструктурних досліджень проводили за стандартними методиками з використанням шліфувальних паперів різної шорсткості (P240, P400, P600, P1200, P2000) з подальшим остаточним поліруванням на алмазній суспензії з розміром полірувальних частинок 1 мкм. Для виявлення та ідентифікації морфології мікроструктури зразків використовували електрохімічне травлення 14 %-м водним розчином хромового ангідриду з параметрами: анодна густина струму 1 А/см², напруга 23 В, час витримки 19 с з подальшим промиванням і сушінням.

Враховуючи розміри 3D друкованої стінки (рис. 1) металу, були проведенні дослідження впливу типорозміру зразків на механічні характеристики при кімнатній температурі. Порівняння проводили на двох типах зразків для випробувань: стандартні циліндричні зразки відповідно до ДСТУ ISO 6892-1:2019 (рис. 2, а) і спеціально спроєктовані з урахуванням вимог діючих стандартів [17] плоскі пропорційні мініатюрні зразки (рис. 2, б) для випробувань обмеженого об'єму наявного матеріалу при кімнатній та підвищених температурах.

Із виготовлених заготовок багат шарового наплавленого металу «вертикальна стінка» електроерозійною різкою вирізали заготовки зразків у різних напрямках (рис. 1, а) та з різних частин заготовки для комплексного дослідження анізотропії властивостей. Частини №№ 1–4 призначалися для повнорозмірних циліндричних зразків для ви-

значення механічних властивостей, частина № 5 – для металографічних досліджень. Зразки №№ 1–3 вирізані в повздовжньому напрямку з різних висотних зон (низ, середина, верх заготовки), зразок № 4 – у поперечному напрямку перпендикулярно лінії сплавлення між наплавленими шарами для дослідження анізотропії властивостей.

Циліндричні зразки з отриманих заготовок були виготовлені згідно до вимог стандарту ДСТУ ISO 6892-1:2019 (тип II з діаметром робочої частини 5 мм, рис. 2, а). У зразках витримано співвідношення між початковою розрахунковою довжиною зразка (l_0) та початковою площею поперечного перерізу зразка (F_0), за рівнянням $l_0 = 5,65\sqrt{F_0}$. Зразки виготовляли на токарному верстаті з прямокутних призматичних заготовок розміром 12×12×75 мм, вирізаних за допомогою електроерозійного устаткування. Шорсткість поверхні робочої частини зразка після токарної обробки з мінімальною глибиною різання та шліфування не перевищувала 1,25 мкм. Перед випробуванням проводили вимірювання розмірів робочої частини з точністю до 0,01 мм.

У якості заготовок для мініатюрних плоских пропорційних зразків (рис. 2, б) використовувалися проміжки матеріалу між заготовками повнорозмірних зразків №№ 1–3. Мініатюрні плоскі пропорційні зразки вирізалися в повздовжньому напрямку електроерозійною різкою з об'єму заготовки, надалі всі їхні поверхні підлягали чистовому шліфуванню та поліруванню.

Випробування на одновісний статичний розтяг повнорозмірних циліндричних зразків (рис 2, а) проводили на універсальному сервогідравлічному випробувальному комплексі MTS 318.25 з максимальним зусиллям 250 кН. Визначали основні

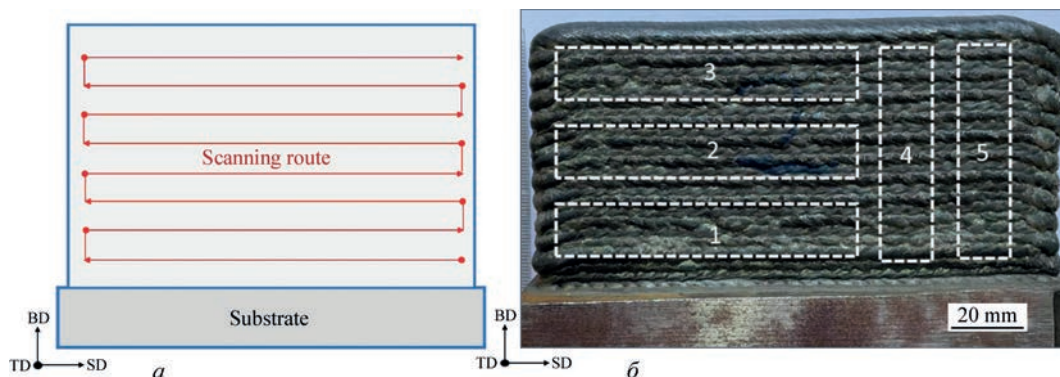


Рис. 1. Схематичне зображення процесу 3D друку (а) та виготовленого елемента стінки (б): BD – напрямок по висоті 3D друку, SD – напрямок сканування, TD – поперечний напрямок [16]

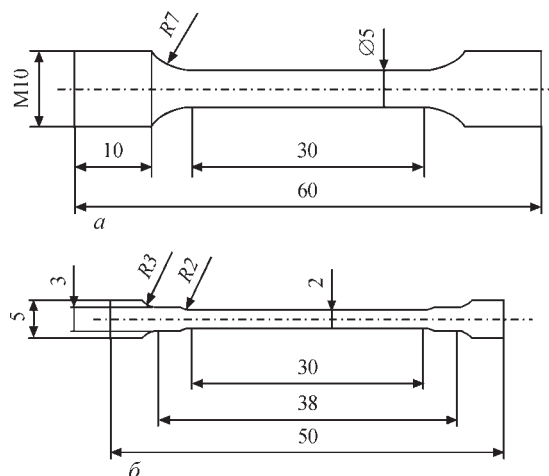


Рис. 2. Зразки для механічних випробувань: *a* – циліндричний для кімнатних температур відповідно до ДСТУ ISO 6892-1:2019, *б* – мініатюрний плоский пропорційний зразок завтовшки 2,5 мм для випробувань при кімнатній та підвищеній температурі

механічні властивості: границю міцності (UTS), умовну границю плинності (YS), рівномірне видовження після розриву (δ_s) та відносне звуження (ψ). Даний комплекс забезпечує жорстке навантаження зразка, що особливо актуально при визначенні границі плинності. Контроль параметрів при випробуваннях здійснювався за допомогою стандартного програмного забезпечення TestWorks 4 системи MTS 318.25. Дане спеціалізоване ліцензійне програмне забезпечення дає можливість відслідковувати в реальному часі обрані параметри експерименту та отримувати в електронному форматі значення стандартних характеристик, що описують поведінку матеріалу в процесі деформування.

Випробування проводили у жорсткому режимі зі швидкістю навантаження відповідно до ДСТУ ISO 6892-1:2019. Швидкість навантаження контролювали за переміщенням активного захвату випробувальної машини. Для точнішого визначення умовної границі плинності металу швидкість руху захвату на лінійній ділянці діаграми «напруження–деформація» і в зоні пружно-пластичної деформації становила 2 мм/хв. На цьому етапі використовувався екстензометричний датчик MTS 632.27F-20 з базою вимірювання деформації 25 мм. Точність вимірювання становила 0,001 мм, база вимірювань 25 мм. У подальшому швидкість навантаження до руйнування зразка становила 10 мм/хв. Механічні характеристики металу визначали автоматично шляхом обробки діаграм деформування за методикою, яка передбачена стандартом ДСТУ ISO 6892-1:2019.

Випробування мініатюрних плоских пропорційних зразків (рис. 2, *б*) на одновісний статичний розтяг проводили на випробувальній машині

MTS 810.50 при температурах 20, 600, 700, 800, 900, 1000 та 1100 °C для встановлення температурної залежності міцнісних характеристик матеріалу та попередньої оцінки працездатності сплаву в умовах підвищених температур. Визначали наступні механічні властивості: границю міцності (UTS), умовну границю плинності (YS), рівномірне видовження після розриву (δ_s). До складу випробувальної машини MTS 810.50 входили: динамометр MTS 661.20F-02 з осевим навантаженням до 50 кН із дискретністю 0,1 Н; екстензометр для роботи з підвищеними і високими температурами MTS 632.53F-11 з базою 25 мм та дискретністю вимірювання 0,00001 %; піч MTS 653 Furnace з максимальною температурою нагріву зразків при випробуванні до 1100 °C та тризонним контролем із градієнтом температури до 5 °C.

Результати досліджень. *Мікроструктурний аналіз.* Мікроструктурні дослідження виготовлених зразків (рис. 3) показали формування характерної для адитивного виробництва структури з чітко вираженими шарами та межами розплавленої ванни. Мікроструктура демонструє дендритний характер, орієнтований у напрямку температурного градієнта, з відносно дрібною зернистістю на межах кожного шару. Структура не є комірчатою, але має подібність до зварної мікроструктури, що типова для процесів WAAM [7, 9, 12].

Основна особливість мікроструктури полягає у формуванні стовпчастих дендритів, орієнтованих у напрямку нормального температурного градієнту. Спостерігається тенденція до деформації дендритних гілок у точках переходу між послідовними шарами на лініях сплавлення. При наближенні до верхньої частини виготовленого елемента дендритні гілки стають більш видовженими і розгалуженими, що пов'язано з багаторазовим термічним впливом на попередні шари під час багат шарового наплавлення.

Металографічний аналіз показав, що при багат шаровому наплавленні попередні шари зазнають зварювального відпуску внаслідок термічного впливу наступних шарів, що призводить до додаткового дисперсійного зміцнення та модифікації структури. Верхні шари наплавлення мають структуру, близьку до литої, оскільки вони не піддаються подальшому термічному впливу.

Міждендритні проміжки являють собою збагачені Nb зони [16], у середині та в околі яких виділяються кілька видів вторинних високодисперсних фаз (рис. 3). Спираючись на відомий аналіз мікроструктури в [8, 15, 18] можна констатувати, що це – карбіди типу MeC (рис. 3, *h, j*) та фази Лавеса (рис. 3, *p*).

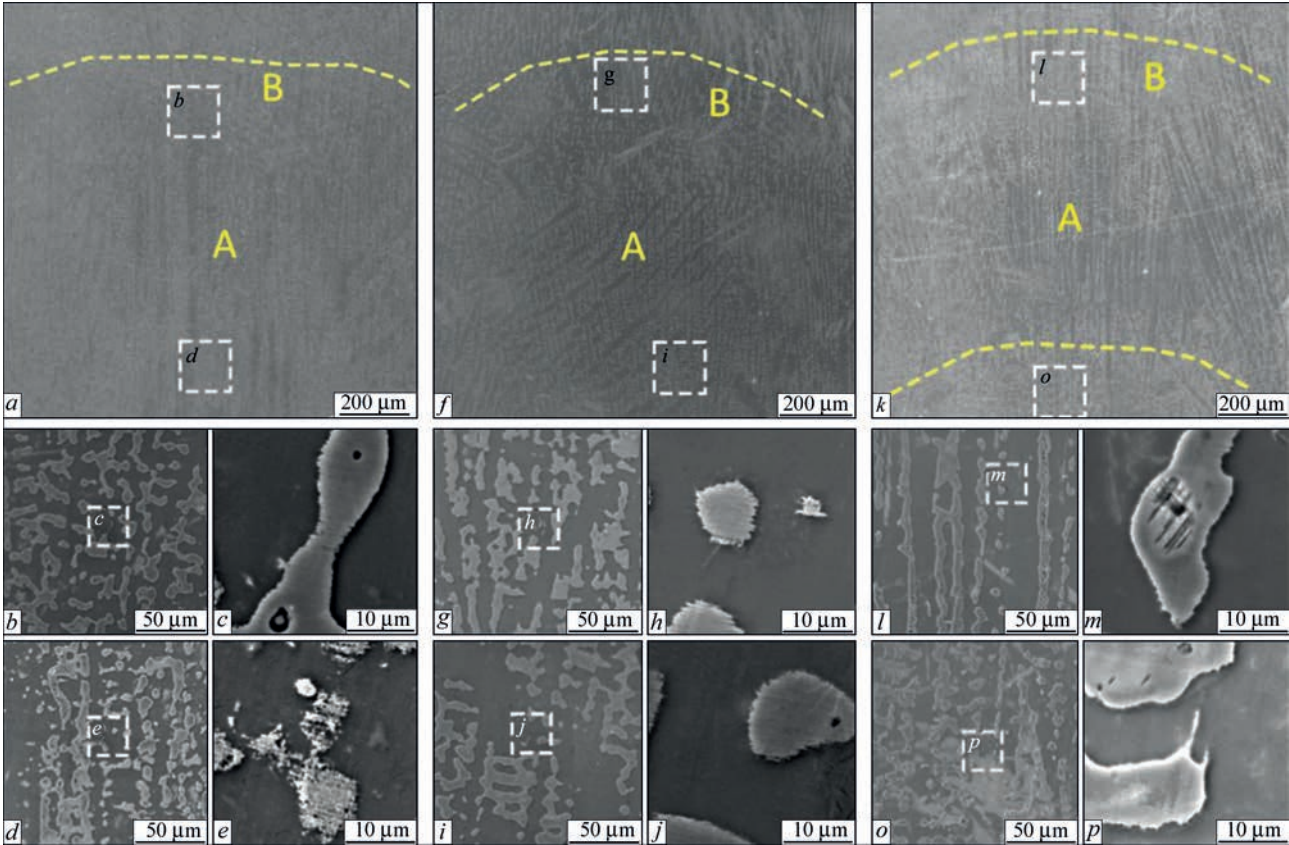


Рис. 3. Мікроструктура елемента стінки Inconel 625: (a–e) – верхня частина, (f–j) – середня частина (k–p) – нижня частина заготовки. «А» – позначає середину наплавленого шару, «В» – перехід від шару до шару [16]. Мікроструктура відповідає режиму 1

Механічні властивості повнорозмірних зразків за нормальної температури. Результати випробувань на розтяг при кімнатній температурі наведено в табл. 3. Аналіз показує, що технологічний режим 1 (99,99 % чистий аргон) забезпечує дещо вищі показники міцності порівняно з режимом 2 (Ag + 2,5 % CO₂), проте вирізняється нижчими показниками пластичності.

Режим 1 показав границю плинності в діапазоні 370,5...384,5 МПа та границю міцності 661,5...712,1 МПа. Режим 2 демонстрував дещо вищу границю плинності (390,2...400,7 МПа) при практично співставних значеннях границі міцності (677,4...701,1 МПа). Для режиму 2 порівняно з режимом 1 зазначається певне підвищення пластичності, де відносне видовження становило

31...35 % порівняно з 25...28 %, а також збільшення орієнтовно на 20 МПа величини границі плинності.

Рівномірний розподіл значень видовження спостерігається для всіх досліджуваних технологічних режимів, що свідчить про достатньо однорідну структуру зразків по висоті заготовки. Така закономірність механічних властивостей визначається особливостями структуроутворення при багатшаровому наплавленні та контрольованим термічним циклом з охолодженням між шарами до 100 °С.

Експериментальні дані границь плинності та міцності для наплавленого за технологією WAAM металу (табл. 2) є близькими до відповідних показників для литого сплаву Inconel 625 [8], проте

Таблиця 2. Механічні властивості повнорозмірних циліндричних зразків зі сплаву Inconel 625 за кімнатної температури

Технологічний режим	Місце вирізки зразка	Умовна границя плинності YS, МПа	Границя міцності UTS, МПа	Відносне видовження δ, %	Відносне звуження ψ, %
1 (99,9 % Ar)	Низ	383,1	712,1	27	56
	Середина	384,5	688,6	26	59
	Верх	370,5	671,4	25	53
	По висоті	371,9	661,5	28	76
2 (97,5 % Ar + 2,5 % CO ₂)	Низ	400,7	701,1	31	60
	Середина	394,9	686,1	35	59
	Верх	390,2	679,3	34	62
	По висоті	399,6	677,4	34	78

у 1,4...1,8 рази поступаються йому за показником пластичності.

Механічні властивості мініатюрних плоских пропорційних зразків за нормальних і підвищених температур. Результати випробувань на повздовжній статичний розтяг мініатюрних плоских пропорційних зразків у діапазоні температур 20...1100 °С для режимів 1 та 2 наведено в табл. 3, 4 та на рис. 4, 5 відповідно. Порівняння результатів випробувань за кімнатної температури мініатюрних плоских пропорційних зразків (рис. 2, б) показало, що, порівняно з повнорозмірними циліндричними зразками (рис. 2, а), як правило, спостерігається збільшення показників границь плинності, міцності та пластичності у 1,08...1,21 рази. Даний факт можна пояснити меншим поперечним перерізом робочої частини мініатюрного плоского пропорційного зразка та меншою кількістю в ній зерен і, відповідно, меншою сумарною довжиною їхніх границь.

Дослідження наплавленого металу сплаву Inconel 625, отриманого за технологією WAAM,

при підвищених температурах показало закономірне зниження характеристик міцності зі збільшенням температури випробування до 1100 °С.

При температурі 600 °С обидва режими демонструють зниження границі плинності приблизно на 35...40 % від значень при кімнатній температурі. При температурі 800 °С спостерігається аномальне підвищення міцності для режиму 1, що може бути пов'язано з дисперсійним зміцненням унаслідок виділення певних інтерметалідних фаз.

При температурі 900 °С і вище відбувається різке зниження характеристик міцності для обох режимів 3D друку, що вирізняється зближенням значень границь плинності та міцності. При температурі 1000 °С границя плинності знижується до 98...106 МПа, що становить лише 23...28 % від значень при кімнатній температурі. Режим 2 показав результати при температурі 1100 °С з границею плинності 63,5 МПа, що свідчить про збереження певного рівня міцності навіть при екстремально високих температурах, наближених до

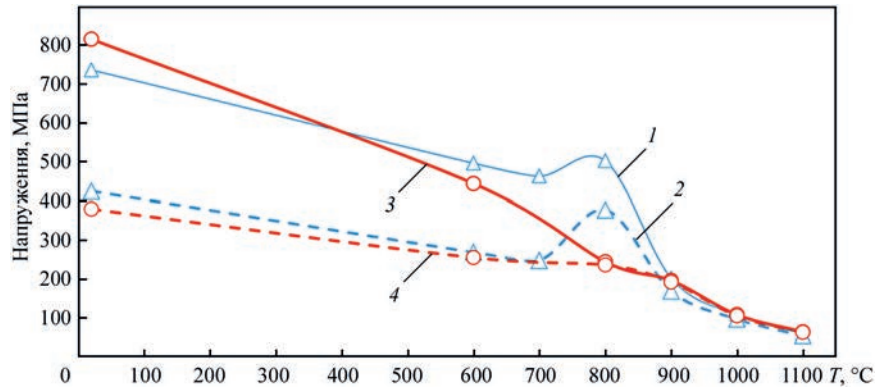


Рис. 4. Залежність показників короточасної міцності (суцільна лінія – границя міцності UTS; штрихова лінія – умовна границя плинності YS) від температури випробувань T для мініатюрних плоских пропорційних зразків із наплавленого металу сплаву Inconel 625, що відповідає режимам 1 та 2 технології WAAM: 1 – UTS (99,9 % Ar), 2 – YS (99,9 % Ar), 3 – UTS (97,5 % Ar + 2,5 % CO₂), 4 – YS (97,5 % Ar + 2,5 % CO₂)

Таблиця 3. Механічні властивості мініатюрних зразків при нормальних і підвищених температурах (режим 1; 99,99 % Ar)

Температура випробувань, °С	Умовна границя плинності YS, МПа	Границя міцності UTS, МПа	Відносне видовження δ , %
20	426	737	32
600	269,5	497	52
700	249	464	38,2
800	378	503	32,8
900	170	203	39,32
1000	98	109	25,3
1100	55	60	15

Таблиця 4. Механічні властивості мініатюрних зразків при нормальних і підвищених температурах (режим 2; 97,5 % Ar + 2,5 % CO₂)

Температура випробувань, °С	Умовна границя плинності YS, МПа	Границя міцності UTS, МПа	Відносне видовження δ , %
20	380	816	37,52
600	256	445	37,28
800	237	245	19,2
900	193	197	23,52
1000	106	109	26,8
1100	63,5	65	15,8

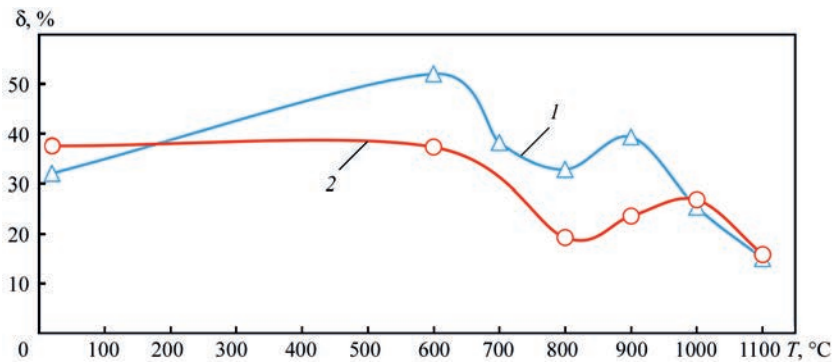


Рис. 5. Залежність відносного видовження δ від температури випробувань T для мініатюрних плоских пропорційних зразків із наплавленого металу сплаву Inconel 625, що відповідає режимам 1 та 2 технології WAAM: 1 – режим 1 (99,9 % Ar), 2 – режим 2 (97,5 % Ar + 2,5 % CO₂)

температурного діапазону кристалізації сплаву – 1148...1246 °C за даними [8].

Схильність наплавленого за технологією WAAM металу сплаву Inconel 625 у структурному стані «as built» до утворення гарячих тріщин типу «solid-state cracking» оцінювали за викладеним у [15] підходом, що базується на аналізі мінімальної пластичності нікелевого сплаву в локальних температурних інтервалах (рис. 6). При 600...900 °C наплавлений метал сплаву Inconel 625 демонструє схожі ознаки наявності інтервалу провалу пластичності з відомим «ductility-dip temperature range» (рис. 5, 6), зокрема характерним для гомогенних нікелевих жаростійких сплавів із вмістом 14...23 % Cr та 8...16 % Mo [19]. Проте експериментально визначені мінімальні значення пластичності наплавленого металу сплаву Inconel 625 у цьому температурному діапазоні є цілком достатніми для забезпечення високої опірності до утворення гарячих тріщин типу «ductility dip cracking» – відповідно $\delta = 32,8$ % для режиму 1 та $\delta = 19,2$ % для режиму 2 при температурі 800 °C порівняно з багатошаровим наплавленим металом деяких інших жаростійких і жароміцних сплавів. Наприклад, для наплавленого металу сплавів ЧС 40, ЕП367, Hastelloy C22, ЕИ 698 та Rene 80 міні-

мальні значення δ при 600...900 °C складають від 0,7 до 7 % [19].

При температурі 1000 та 1100 °C для обох режимів наплавлення за технологією WAAM також встановлені достатньо високі й близькі значення пластичності наплавленого металу сплаву Inconel 625 (рис. 5) – відповідно $\delta = 25,3...26,8$ % та $\delta = 15,0...15,8$ %. Визначені у структурному стані «as built» значення пластичності такого наплавленого металу сплаву Inconel 625 при температурі 1000 та 1100 °C, виходячи з наведених у [19] відповідних додаткових експериментальних даних, насамперед пов'язуються із встановленим обмеженням вмістом у ньому кисню та азоту (табл. 5). З огляду на відомі дані щодо положення інтервалу кристалізації сплаву Inconel 625 [8, 15] можна припустити, що експериментальні дані пластичності наплавленого металу Inconel 625 при 1100 °C, як мінімум, потрапляють у безпосередній окіл лівої границі «brittle temperature range» (рис. 5, 6). Таким чином, аналіз лінії тренду визначеного при температурах 1100 та 1100 °C показника пластичності наплавленого металу за технологією WAAM сплаву Inconel 625 (рис. 5) дає змогу також оцінити схильність до утворення іншого виду гарячих тріщин типу «solid-state cracking» – «segregation cracking». Експериментальні дані пластичності наплавленого металу при 1100 °C, отриманого за двома режимами технології WAAM, аналогічно показують достатню високу опірність до утворення такого виду гарячих тріщин. Порівняння експериментальних даних високотемпературної пластичності при 800 °C ($\delta = 32,8$ % для режиму 1 та $\delta = 19,2$ % для режиму 2) та 1100 °C ($\delta = 15,0$ % для режиму 1 та $\delta = 15,8$ % для режиму 2) свідчить про меншу опірність отриманого наплавленого металу сплаву Inconel 625 до утворення гарячих тріщин підвиду «segregation cracking» порівняно з їхнім підвидом «ductility dip cracking».

Вплив захисного газу. Експериментально підтверджено збільшення в наплавленому металі в

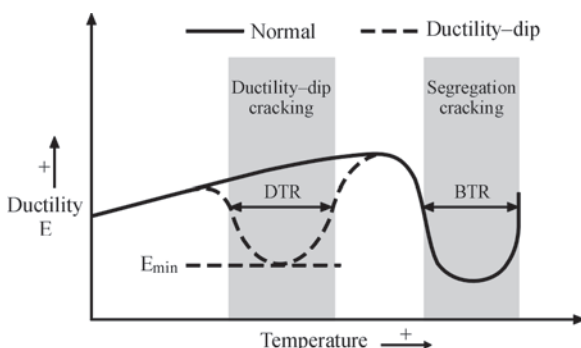


Рис. 6. Схема оцінки схильності нікелевого сплаву до утворення гарячих тріщин за механізмом «solid-state cracking» на основі аналізу його високотемпературної пластичності [15]: DTR – «ductility-dip temperature range» за ISO/TR 17641-3:2005; BTR – «brittle temperature range» за ISO/TR 17641-3:2005

Таблиця 5. Експериментальні дані з оцінки вмісту кисню та азоту в пробах наплавленого металу в структурному стані «as built» за методикою відновлювального плавлення в потоці газу-носія (вакуумної екстракції) згідно з ISO 4491-4:2019 та ASTM E1019-11:2018 відповідно

Режим	Захисний газ	Наплавлений метал сплаву Inconel 625, технологія WAAM	
		[O], ваг. %	[N], ваг. %
1	Ar	0,0085	0,0138
2	97,5 % Ar + 2,5 % CO ₂	0,0167	0,0109

два рази кисню (табл. 5) при заміні в умовах адитивної технології WAAM захисного газу Ar (режим 1) на 97,5 % Ar + 2,5 % CO₂ (режим 2) – відповідно з 0,0085 до 0,0167 ваг. %. Також встановлено суттєвий вплив зазначеного вище складу захисного газу на механічні властивості наплавленого металу сплаву Inconel 625 у структурному стані «as built» (рис. 5). Наплавлений із використанням захисного газу 97,5 % Ar + 2,5 % CO₂ (режим 2) метал сплаву Inconel 625 має дещо вищу границю міцності та пластичність при кімнатній температурі порівняно з іншим варіантом наплавленого металу (режим 1, захисний газ Ar). Але в діапазоні температур 600...900 °C такий наплавлений метал за показниками границь міцності, плинності та пластичності значним чином поступається першому варіанту наплавленого металу сплаву Inconel 625 (режим 1, захисний газ Ar).

Відомо, що додавання невеликої кількості активних газів у захисну атмосферу аргону при зварюванні плавким електродним дротом дозволяє позитивно впливати на перенос електродного металу в зварювальну ванну та зменшувати його втрати через розбризкування. Проте для високолегованих нікелевих сплавів, зокрема сплаву Inconel 625 (табл. 1), попри зазначений вище позитивний технологічний ефект, наявність у високотемпературній атмосфері зварювальної дуги таких складових дисоціації діоксиду вуглецю, як CO та O₂, може мати й певний негативний ефект. Встановлено (табл. 6), що зміна захисного газу від Ar до 97,5 % Ar + 2,5 % CO₂ при застосуванні плавкого електрода зі сплаву Inconel 625 викликає деякий перерозподіл окислювальних процесів у дуговому проміжку та зварювальній ванні. За даними EDX-аналізу перехід від Ar до 97,5 % + 2,5 % CO₂ у захисному газі викликає у відповідному наплавленому металі Inconel 625 незначне підвищення вмісту Mo (+ 0,37 %), Nb (+ 0,16 %), Ti (+ 0,05 %) та C (+ у ~1,08 рази) за рахунок зміщення окислю-

вальних процесів у бік вигорання Si (– 0,18 %), Cr (– 0,12 %), Fe (– 0,04 %). На нашу думку, підвищення пластичності при 20 °C та її зниження при 800 °C у наплавленому металі сплаву Inconel 625 при переході до захисного газу 97,5 % Ar + 2,5 % CO₂ пов’язано зі зменшенням вмісту Si та збільшенням вмісту C, що може призводити за [8, 15] до кількісного зменшення в міждендритних проміжках фаз Лавеса та кількісного збільшення карбідної фази типу NbC.

Не виключено, що виявлена для наплавленого металу сплаву Inconel 625 у структурному стані «as built» особливість зміни короткочасних механічних властивостей при 600...900 °C (рис. 4, 5) через високу стійкість карбідної фази типу NbC [8, 15] надалі може транслюватися як технологічна спадковість через типові режими термічної обробки [8] – «solution anneal» з ізотермічною витримкою при температурі ~1150 °C та «solution anneal» + «age-hardening» з ізотермічною витримкою при температурі 650...760 °C.

Порівняння за короткочасними механічними властивостями наплавленого металу та промислових напівфабрикатів сплаву Inconel 625, отриманих за традиційними технологіями виготовлення. На завершення викладеного матеріалу доцільно порівняти короткочасні механічні властивості в діапазоні температур 20...1100 °C для наплавленого металу сплаву Inconel 625 у структурному стані «as built», отриманого за адитивною технологією WAAM (рис. 4, 5), з аналогічними властивостями промислових полуфабрикатів (рис. 7, 8), отриманих за традиційними технологіями виготовлення.

Встановлено, що наплавлений метал сплаву Inconel 625 у структурному стані «as built» (рис. 4, 5) має близькі значення границь плинності YS та міцності UTS до відповідних показників прутків після гарячої прокатки (рис. 7), що пройшли термічну обробку за режимом «solution

Таблиця 6. Результати оцінки хімічного складу наплавленого металу сплаву Inconel 625 за даними EDX-аналізу (растровий електронний мікроскоп Tescan Mira 3 LMU, прискорююча напруга 20 кВ, площа аналізу 1 мм²)

Захисний газ	δ_s , % при 800 °C	мас. %												
		C*	Al	Ti	Cr	Ni	Co	Mo	Nb	Ta	Fe	Si	Mn	Total
Ar	32,8	9,35	0,16	0,08	20,74	56,33	0,00	9,51	3,57	0,00	0,10	0,16	0,00	100,00
		–	0,19	0,09	22,80	61,78	0,00	10,79	4,07	0,00	0,11	0,18	0,00	100,00
97,5 % Ar + 2,5 % CO ₂	19,2	10,09	0,16	0,13	20,46	55,69	0,00	9,73	3,67	0,00	0,07	0,00	0,00	100,00
		–	0,19	0,14	22,68	61,54	0,00	11,16	4,23	0,00	0,07	0,00	0,00	100,00

anneal». Основними відмінностями короткочасних механічних властивостей наплавленого металу сплаву Inconel 625 у структурному стані «as built» є швидше зниження значень границі міцності UTS у діапазоні температур 20...600 °C, а також значно менші значення пластичності δ – особливо при температурах більше за 600 °C.

Встановлено, що наплавлений метал сплаву Inconel 625 у структурному стані «as built» (рис. 4, 5) при температурах 600...700 °C значною мірою (у ~1,5 рази) поступається за показниками границь плинності YS та міцності UTS відповідним показникам прутків після кування, гарячої прокатки та, ймовірно, термічної обробки за режимом «solution anneal» + «age-hardening» (рис. 8). Незважаючи на близькі значення пластичності δ при кімнатній температурі для прутків після кування, гарячої прокатки та, ймовірно, термічної обробки при підвищених температурах цей показник значним чином, як правило, не менше ніж у 1,5 рази переважає наплавлений метал.

Аналіз рис. 4, 5, 7, 8 дозволив виділити додаткові закономірності, характерні для діапазону температур, починаючи з 800...900 °C. По-перше, як для наплавленого металу сплаву Inconel 625, так і для промислових напівфабрикатів із цього сплаву, виготовлених за традиційними технологіями, спостерігаються близькі значення границь плинності YS та міцності UTS. По-друге, промислові напівфабрикати зі сплаву Inconel 625 та отриманий наплавлений метал Inconel 625 демонструють у зазначеному діапазоні різний вигляд залежностей пластичності від температури. Для промислових напівфабрикатів зі сплаву Inconel 625 спостерігається зростаючий характер залежності пластичності від температури, що може сягати при температурах 1000...1100 °C її значень орієнтовно 80...120 %. Навпаки, для наплавленого металу зі сплаву Inconel 625 спостерігається спадаючий характер такої залежності, що при температурі 1100 °C досягає значень пластичності 15,0...15,8 %. Відомо, що схожа залежність пластичності δ від температури, зокрема з наявністю її зниження в діапазоні температур 982...1093 °C до ~15 %, спостерігається для наплавленого металу сплаву Inconel 625, отриманого ручним дуговим зварюванням покритими електродами Welding Electrode 112 [21].

Таким чином, перспективним напрямком подальших досліджень для наплавленого металу сплаву Inconel 625, отриманого за дуговими технологіями адитивного 3D наплавлення (зокрема й на основі процесу WAAM) є пошук таких режимів термічної або термомеханічної обробки, що дозволять

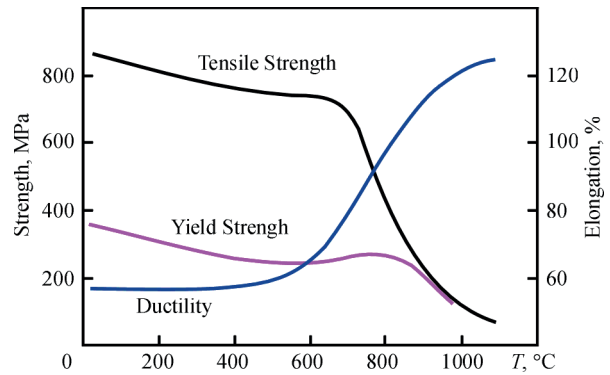


Рис. 7. Залежність показників короткочасної міцності від температури випробувань для прутків зі сплаву Inconel 625, отриманих гарячою прокаткою з наступною термічною обробкою за режимом «solution anneal» [8]

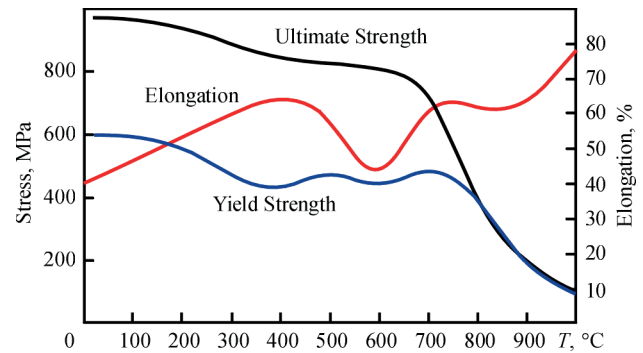


Рис. 8. Залежність показників короткочасної міцності від температури випробувань для прутків Ø12 мм зі сплаву Inconel 625, отриманих куванням і гарячою прокаткою [20]

наблизити механічні властивості наплавленого металу до рівня промислових напівфабрикатів, отриманих за традиційними технологіями виготовлення.

Дана робота виконана в рамках Гранту НАН України дослідницьким лабораторіям/групам молодих вчених НАН України для проведення досліджень за пріоритетними напрямками розвитку науки і техніки 2024-2025 рр. (№ д/р 0124U0021749).

Висновки

1. Досліджено мікроструктуру та короткочасні механічні властивості при 20...1100 °C зразків двох варіантів багатошарового наплавленого металу сплаву Inconel 625 у структурному стані «as built» (без додаткової термічної обробки), вирізаних із заготовки «вертикальна стінка», отриманої за адитивною технологією WAAM.

2. Мікроструктура зразків наплавленого металу сплаву Inconel 625 складається зі стовпчастих зерен і стовпчастих дендритів, що орієнтовані вздовж теплових градієнтів, з певними структурними особливостями, які змінюються вздовж висоти сканування в напрямку 3D друку через багаторазове термоцикування.

3. Встановлено, що характерною особливістю пластичності при 20...1100 °C для наплавленого металу сплаву Inconel 625 у структурному стані «as built» є наявність двох температурних інтервалів її зниження. Перший з них при температурі 600...900 °C має форму провалу і є «ductility-dip temperature range» – описаним у сучасних публікаціях з оцінки зварюваності нікелевих суперсплавів. Другий з них при температурі 1000...1100 °C має спадаючий характер і при температурі 1100 °C ймовірно наближається в окіл границі також відомого з аналогічних публікацій «brittle temperature range».

4. Показано, що добре відома висока опірність сплаву Inconel 625 до утворення гарячих тріщин за механізмом «solid-state cracking» (підвиди «ductility-dip cracking» та «segregation cracking») для дослідженого багатошарового наплавленого металу сплаву Inconel 625 у структурному стані «as built» співвідноситься з експериментально встановленими достатньо високими значеннями мінімальної високотемпературної пластичності в залежності від обраного режиму наплавлення: при 800 °C – 19,8 % та 32,8 %; при 1100 °C – 15,0 % та 15,8 %.

5. Встановлено, що перехід від захисного газу Ar до суміші 97,5 % Ar + 2,5 % CO₂ при застосуванні адитивної технології WAAM, незважаючи на певне підвищення для багатошарового наплавленого металу сплаву Inconel 625 у структурному стані «as built» показників границі міцності та пластичності при 20 °C, у діапазоні 600...900 °C суттєво знижує показники границь міцності, плинності та пластичності – при 800 °C орієнтовно у 1,5 рази. Встановлене зниження короточасних механічних властивостей потенційно може зберігатися як технологічна спадковість при наступних термічних обробках такого наплавленого металу.

6. Показано, що короточасні механічні властивості наплавленого за адитивною технологією WAAM металу сплаву Inconel 625 без наступної термічної обробки за показниками границі міцності, плинності та пластичності суттєво поступаються відомому рівню промислових напівфабрикатів, отриманих за традиційними технологіями виготовлення. При цьому в діапазоні 1000...1100 °C спостерігається різний характер зміни пластичності: для наплавленого металу за адитивною технологією WAAM – спадаючий до рівня 15,0...15,8 % при 1100 °C; для промислових напівфабрикатів, отриманих за традиційними технологіями виготовлення – зростаючий до рівня 90...125 % при 1100 °C.

Список літератури/References

1. Amiri, V., Naffakh-Moosavy, H. (2024) Wire arc additive manufacturing of functionally graded carbon steel – stainless steel 316L – Inconel 625: Microstructural characterization

- and mechanical behavior. *J. of Advanced Joining Processes*, **9**, 100194. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jajp.2024.100194>
2. Mohanraj, R., Abdul Basith, S.N., Chandru, S. et al. (2024) A review on microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy fabricated using wire arc additive manufacturing process. *Rapid Prototyping J.*, **30**(7), 1337–1347. DOI: <https://doi.org/10.1108/rpj-11-2023-0387>
3. Gurmessa, F.D., Lemu, H.G., Tucho, W.M., Muleta, B.B. (2025) Impacts of wire diameter on microstructure and hardness of Inconel 625 fabricated by wire arc additive manufacturing. *J. of Materials Research and Technology*, **37**, 5423–5435. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.07.175>
4. Markanday, J.F.S. (2022) Applications of alloy design to cracking resistance of additively manufactured Ni-based alloys. *Mater. Sci. and Technol.*, **38**(16), 1300–1314. DOI: <https://doi.org/10.1080/02670836.2022.2068759>
5. Ghousoub, J.N., Tang, Y.T., Dick-Cleland, W.J.B. et al. (2022) On the influence of alloy composition on the additive manufacturability of Ni-based superalloys. *Metallurgical and Materials Transact. A*, **53A**, 962–983. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-021-06568-z>
6. Wei, Q., Xie, Y., Teng, Q. et al. (2022) Crack types, mechanisms, and suppression methods during high-energy beam additive manufacturing of nickel-based superalloys: A review. *Chinese J. of Mech. Eng.: Additive Manufacturing Frontiers*, **1**(4), 100055. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cjmeam.2022.100055>
7. Rodrigues, T.A., Cipriano Farias, F.W., Avila, J.A. et al. (2023) Effect of heat treatments on Inconel 625 fabricated by wire and arc additive manufacturing: An in situ synchrotron X-ray diffraction analysis. *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, **28**(7), 534–539. DOI: <https://doi.org/10.1080/13621718.2023.2187927>
8. Singh, J.B. (2022) Alloy 625. *Microstructure, Properties and Performance*. Singapore, Springer Nature Singapore Pte Ltd.
9. Saravanakumar, K., Balaji, V.G., Srijha, T. et al. (2024) Analysis of microstructure and mechanical properties of Inconel 625 alloy by wire arc additive manufacturing (WAAM). *Archives of Metallurgy and Materials*, **69**(3), 1079–1086. DOI: <https://doi.org/10.24425/amm.2024.150928>
10. Pratheesh Kumar, S., Elangovan, S., Mohanraj, R., Ramakrishna, J.R. (2021) A review on properties of Inconel 625 and Inconel 718 fabricated using direct energy deposition. *Materials Today: Proceedings*, **46**(17), 7892–7906. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.02.566>
11. Madesh, R., Gokul Kumar, K. (2023) Multi-layer additive manufacturing on nickel-based superalloy by optimization of pulsed mode process parameters of single-layer bead geometry. *Materials Today Communications*, **37**, 107463. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.107463>
12. Ravi, G., Murugan, N., Arulmani, R. (2020) Microstructure and mechanical properties of Inconel-625 slab component fabricated by wire arc additive manufacturing. *Mater. Sci. and Technol.*, **36**(16), 1785–1795. DOI: <https://doi.org/10.1080/02670836.2020.1836737>
13. Rashid, M., Sabu, S., Kunjachan, A. et al. (2024) Advances in wire-arc additive manufacturing of nickel-based superalloys: Heat sources, DfAM principles, material evaluation, process parameters, defect management, corrosion evaluation and post-processing techniques. *Intern. J. of Lightweight Mater. and Manuf.*, **7**(6), 882–913. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2024.05.009>
14. Ajithkumar, S., Arulmurugan, B., Manikandan, M. et al. (2025) Role of shielding gas in tailoring microstructure and anisotropy in wire arc additive manufactured Inconel 686. *Scientific Reports*, **15**, 21192. DOI: <https://doi.org/10.1038/s41598-025-08197-7>
15. DuPont, J.N., Lippold, J.C., Kiser S.D. (2009) *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. Hoboken, John Wiley & Sons.
16. Ji, J., Zavdoveev, A., Vedel, D. et al. (2023) CMT-based wire arc additive manufacturing of Inconel 625 alloy. *Emerging Materials Research*, **12**(3), 315–322. DOI: <https://doi.org/10.1680/jemmr.23.00053>
17. Yushchenko, K.A., Yarovitsyn, A.V., Chervyakov, N.O. et al. (2019) Evaluation of short-term mechanical properties of a joint of difficult-to-weld nickel high-temperature alloys of ZhS6 type. *The Paton Welding J.*, **7**, 29–35. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj.2019.07.07>

18. Costa, J.F.M., Jorge, J.C.F., de Souza, L.F.G. et al. (2024) Microstructural evaluation of Inconel 625 weld cladding deposited by the GMAW and GMAW with rotating electrode processes. *Tecnologia em Metalurgia Materiais e Mineração*, 21, e2848. DOI: <http://doi.org/10.4322/2176-1523.20242848>
19. Yarovytsyn, O., Cherviyakov, M., Zviahintseva, H. et al. (2024) On the issue of assessing the probability and preventing the occurrence of «ductility dip cracking» mechanism under conditions of multi-layer welding arc 3D-overlapping process on nickel and cobalt alloys. In: Proc. of the 77th IIW Annual Assembly. Commission IX-H «Behavior of Metals Subjected to Welding», IIW Doc. IX-H-973-2024, 7–12 July 2024, Rhodes, Greece.
20. de Oliveira, M.M., Couto, A.A., Almeida, G.F.C. et al. (2019) Mechanical behavior of Inconel 625 at elevated temperatures. *Metals*, 9(3), 301–312. DOI: <https://doi.org/10.3390/met9030301>
21. Special Metals Corporation (2013) Inconel® alloy 625. *Technical Bulletin*. www.specialmetals.com/documents/technical-bulletins/inconel/inconel-alloy-625.pdf

Перелік використаних міжнародних стандартів

ДСТУ ISO 6892-1:2019 Металеві матеріали. Випробування на розтяг. Частина 1. Метод випробування за кімнатної температури (ISO 6892-1:2016, IDT).

ISO 15156-3:2020. Petroleum and natural gas industries – Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production. Pt 3: Cracking-resistant CRAs (corrosion-resistant alloys) and other alloys.

ISO/ASTM 52900:2015. Additive manufacturing – General principles – Terminology. ISO copyright office.

ISO/TR 25901-1:2016. Welding and allied processes – Vocabulary. Pt 1: General terms. ISO copyright office.

ISO 17641-1:2004. Destructive tests on welds in metallic materials – Hot cracking tests for weldments – Arc welding processes – Pt 1: General. ISO copyright office.

ISO/TR 17641-3:2005. Destructive tests on welds in metallic materials – Hot cracking tests for weldments – Arc welding processes – Pt 3: Externally loaded tests. ISO copyright office.

ISO 4491-4:2019. Metallic powders – Determination of oxygen content by reduction methods – Pt 4: Total oxygen by reduction-extraction. ISO copyright office.

ASTM E1019-11:2018. Standard Test Methods for Determination of Carbon, Sulfur, Nitrogen, and Oxygen in Steel, Iron, Nickel, and Cobalt Alloys by Various Combustion and Fusion Techniques. ASTM International.

INFLUENCE OF ARC 3D PRINTING PARAMETERS ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF INCONEL 625 CLADDING METAL

S.I. Motrunich¹, O.V. Yarovytsyn¹, I.R. Volosatov¹, D.S. Tomko², Ji Junwen^{2,3}

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

E-mail: moltasov@gmail.com

²National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute». 37 Beresteysky Ave., 03056, Kyiv, Ukraine.

³Technical University of Munich. 21, Arcisstraße 21, Munich, Bavaria, 80333, Germany.

The influence of wire arc additive manufacturing (WAAM) process parameters using consumable wire electrode in shielding gas environment on the mechanical properties of multi-layer deposited metal of nickel-based superalloy Inconel 625 in the «as-built» structural condition in the temperature range of 20...1100 °C was investigated. Full-size cylindrical specimens Ø5×M10 at 20 °C and miniature flat proportional specimens with a working part cross-section of 2.5×2.5 mm at 20...1100 °C were manufactured and tested from a fabricated wall-type vertical structure. Results of metallographic investigations performed by scanning electron microscopy are presented, showing the features of columnar dendritic structure and morphology of secondary phases in different zones of the fabricated component. The deformation capacity of the obtained deposited metal of Inconel 625 alloy is analyzed from the viewpoint of the known increased resistance of this alloy to two subtypes of hot cracks by the «solid-state cracking» mechanism. It is shown that the transition from Ar shielding gas to a mixture of 97.5 % Ar + 2.5 % CO₂ when using WAAM additive technology in the temperature range of 600...900 °C significantly reduces the ultimate tensile strength, yield strength, and ductility values for the obtained deposited metal of Inconel 625 alloy, particularly at a temperature of 800 °C – approximately by a factor of 1.5. For Inconel 625 alloy, a comparative analysis of experimental data on short-term strength for metal deposited by WAAM additive technology and corresponding published data for industrial semi-finished products manufactured by traditional technologies was performed. 21 Ref., 6 Tabl., 8 Fig.

Keywords: wire arc additive manufacturing, WAAM, Inconel 625, nickel-based superalloy, mechanical properties, elevated temperatures, solid-state cracking, shielding gas, microstructure

ORCID

S.I. Мотруніч – <https://orcid.org/0000-0002-8841-8609>, О.В. Яровицин – <https://orcid.org/0000-0001-9922-3877>,

І.Р. Волосатов – <https://orcid.org/0000-0003-2593-9869>, Д.С. Томко – <https://orcid.org/0009-0001-2709-7012>,

Джі Джувень – <https://orcid.org/0000-0001-7959-753X>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

S.I. Мотруніч

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

E-mail: motrunich@nas.gov.ua

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

С.І. Мотруніч, О.В. Яровицин, І.Р. Волосатов, Д.С. Томко, Цзі Цзунвень (2026) Вплив параметрів дугового 3D друку на механічні властивості наплавленого металу сплаву Inconel 625. *Автоматичне зварювання*, 04, 45–55.

DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.04.05>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

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

Отримано 13.10.2025

Отримано у переглянутому вигляді 12.05.2026

Підписано до друку 20.07.2026

Оприлюднено 24.07.2026

ВПЛИВ ДІАМЕТРА ФОКУСНОЇ ПЛЯМИ НА ФОРМУВАННЯ ТРЕКІВ І ФОРМУ ПРОПЛАВЛЕННЯ РОЗПЛАВУ В LPBF-ПРОЦЕСІ СТАЛІ 316L

С.В. Аджамський^{1,2}, Р.В. Подольський^{1,3,4}, Т.В. Балаханова³, О.Є. Барановська³, С.І. Бадюк^{1,4}, Н.П. Тогобицька⁵

¹LLC «Additive Laser Technology of Ukraine». 49000, м. Дніпро, вул. Сергія Подолинського, 31в.

E-mail: as@alt-print.com

²Інститут транспортних систем і технологій НАН України. 49000, м. Дніпро, вул. Писаржевського, 5.

E-mail: itst@westa-inter.com

³Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України. 49000, м. Дніпро, пл. Академіка Стародубова, 1.

E-mail: rostislavpodolskij@gmail.com

⁴Інститут прикладних систем управління НАН України. 03187, м. Київ, пр. Академіка Глушкова, 42.

E-mail: IACS@nas.gov.ua

⁵HTW University of Applied Sciences. 8 Triskovallie Str., 10318, Berlin, Germany.

E-mail: Nataliya.Togobytska@htw-berlin.de

Систематично досліджувався вплив ключових параметрів процесу лазерного плавлення, а саме: діаметра фокусної плями, потужності лазера та швидкості сканування, на геометрію фронту кристалізації окремих треків, отриманих в аустенітній нержавкій сталі 316L. Особлива увага приділялася оцінці впливу діаметра фокусної плями. Дослідження проводилося експериментально з використанням лазерної обробної системи, що оснащена волоконними ітербієвими лазерами, з гаусовим профілем розподілу енергії (Gaussian Beam Profile). Однотрекові експерименти проводилися в широкому діапазоні умов обробки. Наприклад, потужність лазера варіювалася від 150 до 500 Вт, швидкість сканування – від 700 до 1000 мм/с, а діаметр фокусної плями – від 75 до 175 мкм. Результати досліджень показали, що найвища безперервність треків і стабільність процесу були досягнуті при використанні малого діаметра фокусної плями 75 мкм у поєднанні з потужністю лазера 175...200 Вт та швидкістю сканування 1000 мм/с. Збільшення діаметра фокусної плями понад 125 мкм вимагало значного збільшення потужності лазера для підтримки плавлення, що супроводжувалось помітним зниженням стабільності треку. При використанні діаметра фокусної плями 175 мкм спостерігалась капілярна нестабільність та утворення крапель навіть при високій потужності лазера та помірних швидкостях сканування. Подальший аналіз показав, що оптимальне співвідношення глибини до ширини ванни розплаву, яке перевищує 0,8, що є характерним для режиму плавлення типу «замкова щілина», було досягнуто виключно при діаметрі фокусної плями 75 мкм. Навпаки, більші діаметри фокусної плями призводили до утворення менш глибоких ванн розплаву, тим самим збільшуючи ймовірність утворення дефектів у кінцевих компонентах. Бібліогр. 21, табл. 4., рис. 8.

Ключові слова: LPBF – технологія, одноколієне сканування, діаметр фокусної плями, параметри процесу сканування

Вступ. Промисловий попит на деталі на замовлення та легкі конструкції зростає, що сприяє розвитку технологій адитивного виробництва (АМ). Серед них лазерне порошкове плавлення (LPBF) займає провідні позиції як одна з найбільш універсальних і широко використовуваних технік. Цей спосіб використовується для виробництва металевих виробів заданої форми, що є особливо актуальним в аерокосмічній, медичній та автомобільній промисловості.

Якість продукції визначається багатьма факторами, зокрема технологічними параметрами обладнання і режимами друку [1–3]. Одним із ключових чинників є діаметр фокусної плями під час LPBF, який безпосередньо впливає на точність, роздільну здатність і, у свою чергу, на кінцеві ме-

ханічні властивості готового виробу. Цей параметр визначає розподіл енергії в зоні удару та безпосередньо впливає на формування ванни розплаву. Діаметр фокусної плями визначається оптичною системою обладнання та відстанню до робочої поверхні. Менший діаметр фокусної плями забезпечує більш концентроване джерело енергії і призводить до формування вузьких і чітко визначених треків, але збільшує ймовірність дефектів через недостатню ширину треку при великих інтервалах сканування. Більший діаметр фокусної плями створює ширші треки, збільшує перекриття між сусідніми треками, проте може призвести до зниження роздільної здатності й точності дрібних деталей.

Наразі виробництво компонентів за допомогою LPBF-технології з адаптованою формою та діаметром фокусної плями є однією з найактуальніших тем. Лазерний промінь може мати різну фор-

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/>

му просторового розподілу інтенсивності енергії, що суттєво впливає на поведінку ванни розплаву та кінцеву якість продукту. Серед основних типів променя виділяють наступні профілі лазерного пучка: гаусів профіль пучка (Gaussian Beam Profile), профіль з плоскою вершиною (Top-Hat), кільцевий (Doughnut Beam Profile), багатомодальний (Multimode Beam Profile) та асиметричний (Asymmetric Beam Profile). Найуніверсальнішим та найпоширенішим профілем у LPBF-технології є використання лазерного пучка з гаусовим профілем. Інтенсивність лазерного випромінювання в поперечному профілі пучка відповідає гаусовій кривій з максимальною інтенсивністю в центрі та поступовим зменшенням до країв. Цей профіль променя дозволяє концентрувати подачу енергії в невеликому об'ємі, що робить його ідеальним для прецизійної роботи, пошарового будівництва та високої деталізації. Однак, коли потужність лазера перевищує певний поріг, температура всередині ванни розплаву може досягти точки кипіння, що призводить до надмірного випаровування металу, гідродинамічної нестабільності та небажаних ефектів, зокрема утворення замкової щілини [4]. Тому, за умови використання гаусового типу профілю пучка, існує потенціал для підвищення ефективності виробництва шляхом регулювання розміру фокальної плями без шкоди для якості за умови підтримки оптимальних параметрів потужності лазера та швидкості сканування.

Ряд досліджень описують вплив розміру діаметра фокальної плями та дефокусування на якість окремих треків. У [5] було розглянуто вплив розміру фокусної плями та ключових параметрів процесу (потужність лазера, товщина шару, орієнтація нарощування та швидкість сканування) на механічні властивості сталі 316L. Результати показали, що зменшення діаметра плями від 100 до 50 мкм збільшує глибину окремих треків, що призводить до покращення механічних властивостей.

Зміна відстані фокусування суттєво впливає на геометрію ванни розплаву, стабільність треків, режим плавлення та кінцеві характеристики отриманого виробу [6]. Під час дефокусування відбувається зміна розподілу енергії та розміру фокусної плями [7], що робить його ефективним параметром впливу та інструментом контролю розмірів ванни розплаву, швидкості охолодження тощо в процесі плавлення. При цьому встановлено більший вплив дефокусування саме на глибину ванни розплаву, особливо за умов високого рівня підведення тепла [8]. Показано [9], що позитивне та негативне дефокусування може по-різному впливати

на процес лазерного плавлення. Негативне дефокусування сприяє реалізації режиму провідності плавлення ванни розплаву, тоді як при позитивному фокусуванні існує висока вірогідність переходу в режим плавлення «замкова щілина», що в подальшому може призвести до утворення таких дефектів як гарячі тріщини та сприяти утворенню дефектів типу «замкова щілина» [9, 10]. Водночас негативне дефокусування (тобто зміщення вище за вихідний рівень) може призводити до виникнення дефектів несплавлення при застосуванні низькоенергетичних режимів [11]. Формування структури окремих треків при відстані фокусування в подальшому визначає міцнісні та пластичні властивості матеріалу [12].

Із вищезазначеного випливає, що питання зміни розміру фокусної плями з використанням лазерного променя з гаусовим профілем пучка під час процесу LPBF було широко досліджено. Однак аналіз наявних наукових джерел показує, що більшість досліджень зосереджені на діаметрах фокусних плям до 100 мкм, що зумовлено технологічними обмеженнями виробничого обладнання. Таким чином, умови формування якісних треків під час процесу LPBF за умови використання лазерного променя з гаусовим профілем та збільшеним розміром фокусної плями є недостатньо вивченими, але перспективним, оскільки збільшення діаметра фокусної плями може підвищити продуктивність процесу нарощування.

Мета дослідження – встановити вплив розміру фокусної плями за одночасної варіації ключових параметрів лазерного плавлення на геометрію фронту кристалізації окремих треків у нержавкої сталі аустенітного класу 316L та розробити науково обґрунтовані рекомендації щодо вибору технологічних параметрів, які забезпечують виготовлення металевих виробів.

Матеріал і методика досліджень. Експериментальна робота проводилася на установці, яка оснащена двома сканувальними системами з використанням одномодових волоконних ітербієвих лазерів з гаусовим профілем. Діаметр фокусної плями під оптичною системою 100 мкм. Фокусну відстань корегували високошвидкісним динамічним об'єктивом з електроприводом ScanLab VarioSCAN de40i [13]. Конструкція лазерної системи забезпечувала стабільність оптичної осі на всіх етапах експерименту. Матеріалом для виготовлення зразків слугував порошок сплаву 316L (табл. 1) з розподілом розмірів частинок 15...60 мкм (рис. 1).

Таблиця 1. Фактичний хімічний склад досліджуваної сталі 316L, ваг. %

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo
0,016	0,78	0,64	0,005	0,008	17,79	12,63	0,04	2,35

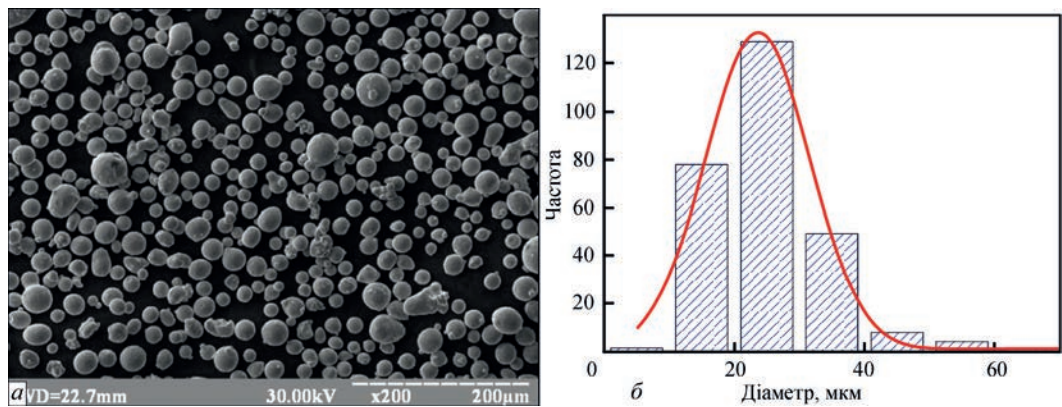


Рис. 1. Частинки вихідного матеріалу 316L при збільшенні $\times 200$ (а) і результати гранулометричного аналізу (б)

У рамках дослідження було проведено аналіз окремих треків, що є поширеним практичним підходом для визначення оптимальних параметрів виробництва. У дослідженні було застосовано наступні змінні параметри: потужність лазера 150...500 Вт, швидкість сканування 700...1000 мм/с і діаметр фокусної плями 75...175 мкм з кроком 25 мкм. Постійним параметром була товщина шару 40 мкм. Такий підхід дозволив оцінити вплив діаметра фокусної плями на формування треків. На рис. 2 наведено матрицю всіх параметрів процесу, що використовувались в експерименті. Діаметр фокусної плями відповідає розміру сфер і був встановлений на рівні 75, 100, 125, 150 і 175 мкм, що дозволяє оцінити вплив діаметра фокусної плями на формування треків.

Сканування всіх одиночних треків проводилося в напрямку, протилежному до потоку захисного газу. Такий підхід мінімізував ймовірність взаємодії лазерного променя з технологічними парами та запобігав осадженню продуктів реакції на оброблюваній поверхні. Розташування зразків на платформі залишалося незмінним протягом усіх етапів дослідження, що забезпечувало повторюваність експерименту. Одиночні треки виготовлялися на підкладці завтовшки 4 мм, виготовленій із того ж матеріалу, що й самі треки. Підкладка для друку одиночних треків виготовлялася з використанням

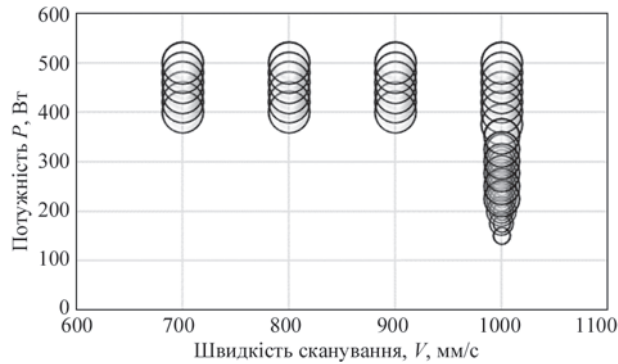


Рис. 2. Матриця експериментальних параметрів. Розмір сфери відповідає діаметру фокусної плями та становить 75, 100, 125, 150 і 175 мкм

таких постійних параметрів: товщина шару – 40 мкм, крок між треками – 0,12 мм, швидкість сканування – 1000 мм/с, потужність лазера – 260 Вт, діаметр фокусної плями – 100 мкм.

Проведено щонайменше три незалежних експерименти для кожного режиму сканування. Дані представлені у вигляді середніх значень; статистичний розкид знаходився в межах стандартного відхилення, що підтверджує відтворюваність результатів.

Під час дослідження візуально-оптичним методом аналізували як макроструктуру одиночних треків, так і їхню мікроструктуру в поперечних перерізах. Макроструктурні характеристики одиночних треків оцінювалися на основі таких параметрів: цілісність треку (визначається якістю осадження та відсутністю зазорів) і стабільність треку (відсутність утворення крапель). На ці особливості впливали зміни параметрів процесу, зокрема швидкості сканування та діаметра фокусної плями.

Поперечні перерізи треків використовувались для оцінки геометричних параметрів ванни розплаву на мікроструктурному рівні, що містили ширину, глибину та загальну форму. Зазвичай цілісність треків оцінюється шляхом вимірювання максимальної довжини безперервного шляху. Тому в цьому дослідженні, якщо трек було утворено лише окремими краплями, він не вважався повним або майже повним треком, незалежно від кількості крапель.

Для візуальної наочності була розроблена шкала оцінки цілісності треків, дані якої наведені на рис. 3. Крім того, була досліджена стабільність отриманих окремих треків (рис. 4). Змінний поперечний переріз окремого треку, у свою чергу, може сприяти утворенню розривів [14]. Слід зазначити, що стабільність отриманих окремих треків суттєво впливає на наявність або відсутність дефекту несплавлення (Lack of Fusion).

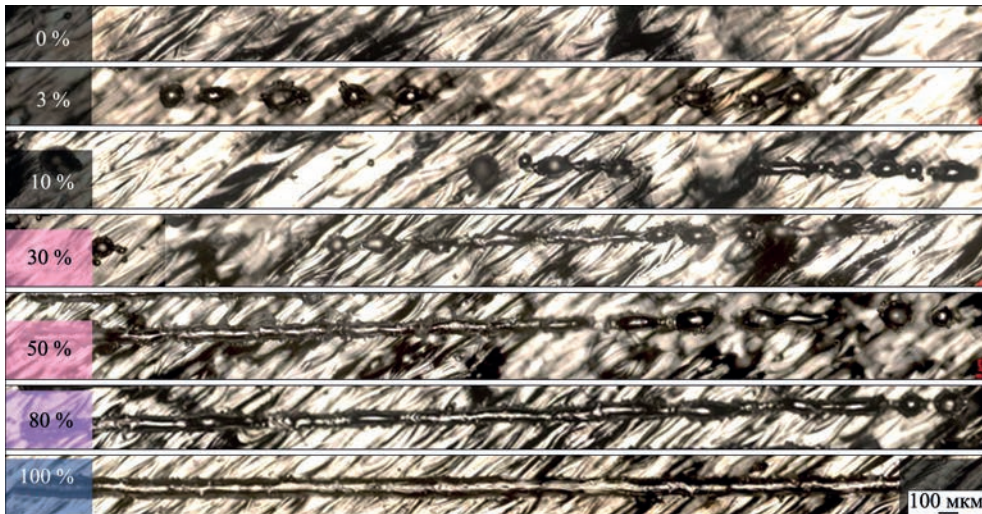


Рис. 3. Характеристика цілісності одиночних треків

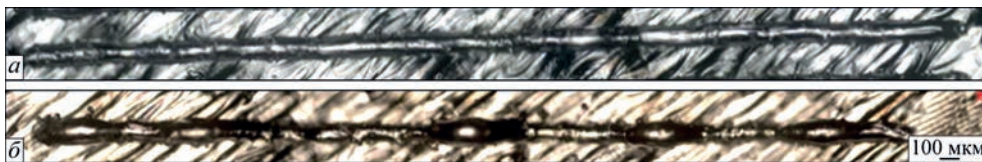


Рис. 4. Стабільний (а) і нестабільний трек (б)

Підготовку зразків до аналізу мікроструктури проводили з використанням стандартних процесів очищення (ультразвукова ванна), шліфування, полірування та травлення структури з використанням реактиву Каллінга № 2. Аналіз мікроструктури проводили за допомогою оптичного мікроскопа AXIOVERT 200M MAT, що дозволило визначити форму треків, характеристики їхніх геометричних параметрів, фронти кристалізації та виявити наявність дефектів.

Ширину, висоту та глибину кожної ванни розплаву визначали як максимальні розміри її поперечного перерізу у вертикальній та горизонтальній площинах відповідно (рис. 5). Із досліджень [15–18] відомо, що оптимальні режими плавлення відповідають трекам зі співвідношенням сторін 0,8.

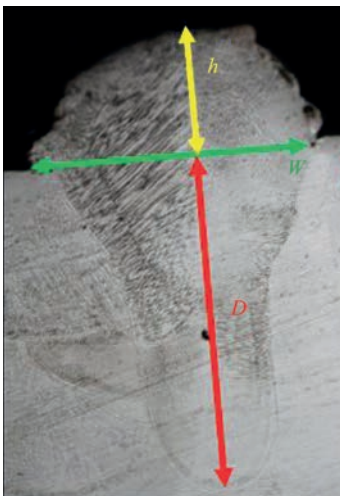


Рис. 5. Приклади вимірювання геометричних характеристик треку в поперечному перерізі розплавленої ванни: h – висота над поверхнею, W – ширина, D – глибина треку

Результати досліджень. На основі аналізу отриманих даних було визначено, що оптимальна швидкість сканування при змінному діаметрі фокусної плями, яка забезпечує стабільні та цілісні треки, становить 1000 мм/с. Однак слід зазначити, що при збільшенні діаметра до 175 мкм потрібна технічна можливість збільшення потужності лазерного променя приблизно на 30...40 %.

На рис. 6 наведено мікроструктури окремих треків із розмірами, що наближені до оптимальних та які виготовлені з постійною швидкістю сканування зі зміною потужності й діаметра фокусної плями. Аналіз результатів показав, що зміна діаметра фокусної плями в діапазоні 75...100 мкм має незначний вплив на формування треків. Це свідчить про доцільність застосування виробничих параметрів (потужності та швидкості сканування) в умовах динамічного фокусування, зі зміною розміру фокальної плями до 100 мкм.

Однак, коли діаметр фокусної плями перевищує 125 мкм, потрібні більш енергомісткі режими виробництва, зокрема, збільшення потужності. Для діаметра фокусної плями 125 мкм необхідна потужність збільшується на 23 %, а для 150 мкм – на 28 % порівняно з одиночними треками, отриманими з діаметром фокусної плями в діапазоні 75...100 мкм.

Аналіз одиночних треків, отриманих з діаметром фокусної плями 175 мкм за умови використання більш енергомістких параметрів сканування (рис. 6) показав, що безперервне формування треків при цьому діаметрі було досягнуто для всіх

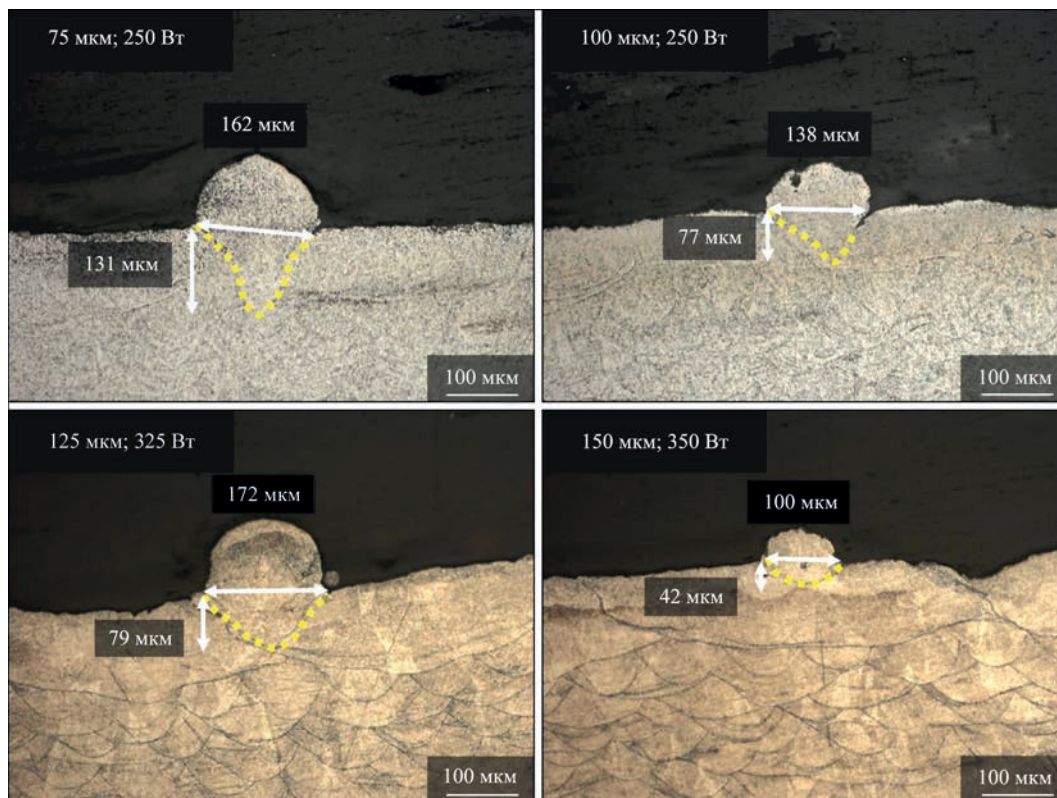


Рис. 6. Зміна морфології розплавленої ванни залежно від зміни діаметра фокусної плями та потужності лазерного променя, швидкість сканування 1000 мм/с

режимів сканування. Проте стабільних треків без утворення крапель не спостерігалось.

Зі збільшенням потужності лазера та швидкості сканування розплавлена ванна розширюється, і тенденція до утворення дефектів, таких як здуття або підрізання, зростає. Висока потужність збільшує тиск на поверхню розплавленого металу, сприяє випаровуванню та посилює тиск віддачі, що може призводити до викиду рідини з ванни розплаву. Зазвичай зниження швидкості лазерного сканування забезпечує більше часу для теплопередачі, що дозволяє рідині ефективніше заповнювати пори, які утворюються внаслідок тиску віддачі, тим самим зменшуючи утворення пор і шорсткість поверхні. Однак у цьому експерименті при низьких рівнях потужності (400 Вт) зниження швидкості сканування дещо посилило цей дефект, тоді як при вищих рівнях потужності швидкість сканування не мала суттєвого впливу на утворення дефектів (рис. 7).

Попередні дослідження [1] показують, що утворення крапель пов'язане з динамікою рідини, морфологією розплавленої ванни та явищами поверхневого натягу. Як згадувалося раніше, утворення крапель є результатом надмірно високої потужності лазера або швидкості сканування, що викликає інтенсивне локалізоване плавлення та посилений рух рідини. Таким чином, поєднання достатньої потужності та малого діаметра фо-

кусної плями дозволяє формувати стабільні та безперервні треки.

Використання великого діаметра фокусної плями, навіть за високої потужності та швидкостей сканування в межах заданого діапазону енергетичних параметрів, не здатне забезпечити стабільне формування треків попри їхню безперервну цілісність.

Безперервні, гладкі треки без розривів були отримані при використанні найменшого діаметра фокусної плями 75 мкм у поєднанні з достатньою потужністю (табл. 2).

Поступове збільшення розміру променя, навіть при одночасному збільшенні потужності сканування в досліджуваному діапазоні, призводить до утворення неповних треків. Таке активне утворення крапель на поверхні треку (капілярна нестабільність за механізмом Плато-Релея) є наслідком динамічної нестабільності розплавленої ванни, що призводить до утворення нерівностей у вигляді горбків або сферичних крапель. Характеристики морфології розплавленої ванни залежно від швидкості та потужності сканування при незмінному діаметрі фокусної плями наведено в табл. 3.

Згідно з даними табл. 3 формування ванни розплаву окремих треків відбувалося за режимом провідності, за якого ймовірність утворення газових пор і пор типу «замкова щілина» є найнижчою.

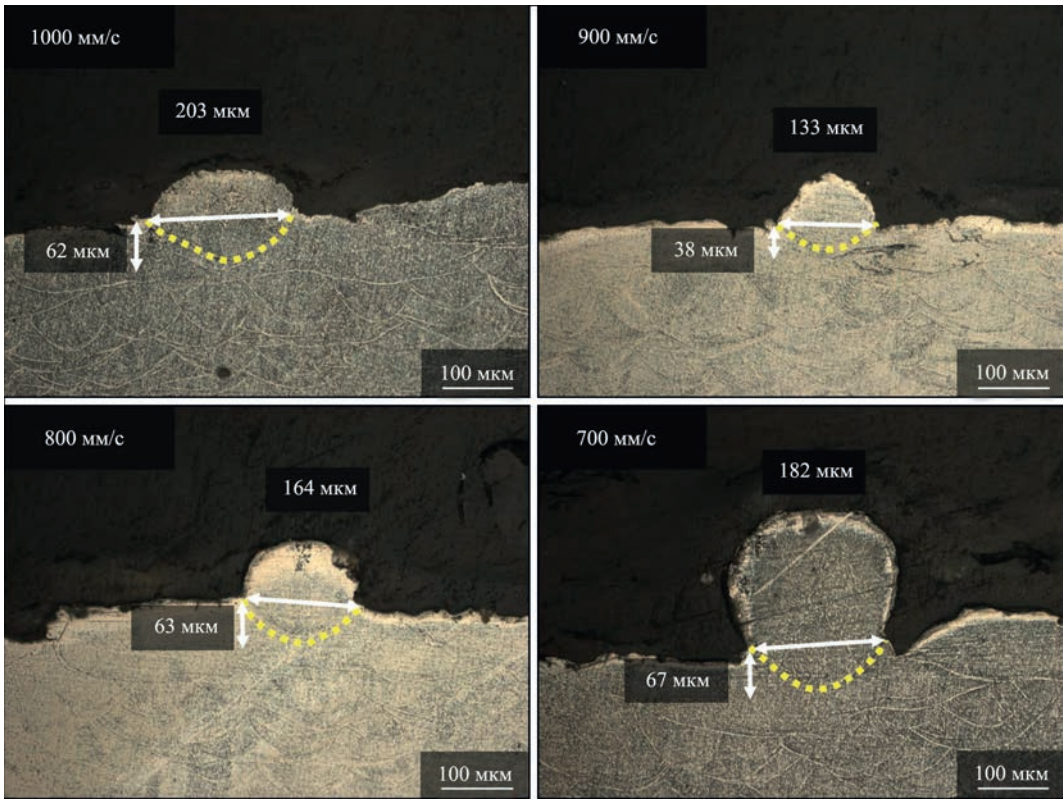


Рис. 7. Зміна морфології розплавленої ванни при застосуванні потужності 400 Вт і діаметра фокусної плями 175 мкм залежно від зміни швидкості сканування

Таблиця 2. Характеристика зовнішнього вигляду треку з точки зору його цілісності та стабільності залежно від зміни потужності сканування та діаметра фокусної плями, швидкість сканування 1000 мм/с

Діаметр фокусної плями, мкм	Потужність, Вт								
	150	175	200	225	250	275	300	325	350
75	нест. тр.	нест. тр.	нест. тр.	нест. тр.	нест. тр.	нест. тр.			
100		нест. тр.	нест. тр.	нест. тр.	нест. тр.	нест. тр.	нест. тр.		
125			нест. тр.	нест. тр.	нест. тр.	нест. тр.	нест. тр.	нест. тр.	
150				нест. тр.	нест. тр.	нест. тр.	нест. тр.	нест. тр.	нест. тр.

Примітка: Порожні комірки – тестування не проводилося, колір комірок характеризує стабільність треків згідно зі шкалою, наведений на рис. 2. Нест.тр. – нестабільний трек.

При використанні зазначених режимів з діаметром фокусної плями 175 мкм утворення ванни у формі замкової щілини не спостерігалось. Залежності від співвідношення глибини до ширини ванни також не було виявлено. Усі треки мали невелику глибину, спостерігалися такі дефекти, як здуття/підрізання, з частими випадками початку розшарування (рис. 7). Зменшення швидкості сканування одночасно зі збільшенням потужності вплинуло не стільки на збільшення глибини, скільки на зростання ймовірності утворення цього дефекту.

Таблиця 3. Співвідношення глибини до ширини розплавленої ванни залежно від зміни потужності та швидкості сканування при діаметрі фокусної плями 175 мкм

Швидкість сканування, мм/с	Потужність, Вт					
	400	420	440	460	480	500
1000	0,30	0,36	0,28	0,53	0,38	0,27
900	0,29	0,25	0,42	0,28	0,32	0,33
800	0,37	0,31	0,37	0,38	0,44	0,32
700	0,36	0,42	0,40	0,38	0,40	0,36

Логічно припустити, що збільшення діаметра фокусної плями може підвищити ефективність процесу та дозволити використовувати порошки з ширшим діапазоном розмірів частинок [8, 19]. Однак використання лазерного променя з гаусовим розподілом інтенсивності енергії великого діаметра у поєднанні із застосованими режимами не забезпечує високу якість продукції. Результати експерименту, проведеного в цій роботі, підтверджують висновки, зроблені авторами інших досліджень [4, 20].

Режим плавлення типу «замкова щілина» спостерігався лише при використанні малого діаметра фокусної плями лазера 75 мкм (табл. 4). Саме в цьому режимі спостерігалася пропорційна залежність співвідношення глибини до ширини від потужності сканування. При подальшому збільшенні розміру діаметра фокусної плями такої залежності не спостерігалось.

Таблиця 4. Співвідношення глибини до ширини розплавленої ванни залежно від зміни потужності та швидкості сканування, швидкість сканування 1000 мм/с

Діаметр фокусної плями, мкм	Потужність, Вт								
	150	175	200	225	250	275	300	325	350
75	*	0,53	0,17	0,69	1,07	0,91			
100		*	0,29	0,4	*	0,51	0,33		
125			*	*	0,28	0,49	0,32	0,43	
150				*	*	0,22	0,34	*	0,24

Примітка: * – трек в поперечному перерізі не ідентифіковано, порожні комірки – тест не проводився.

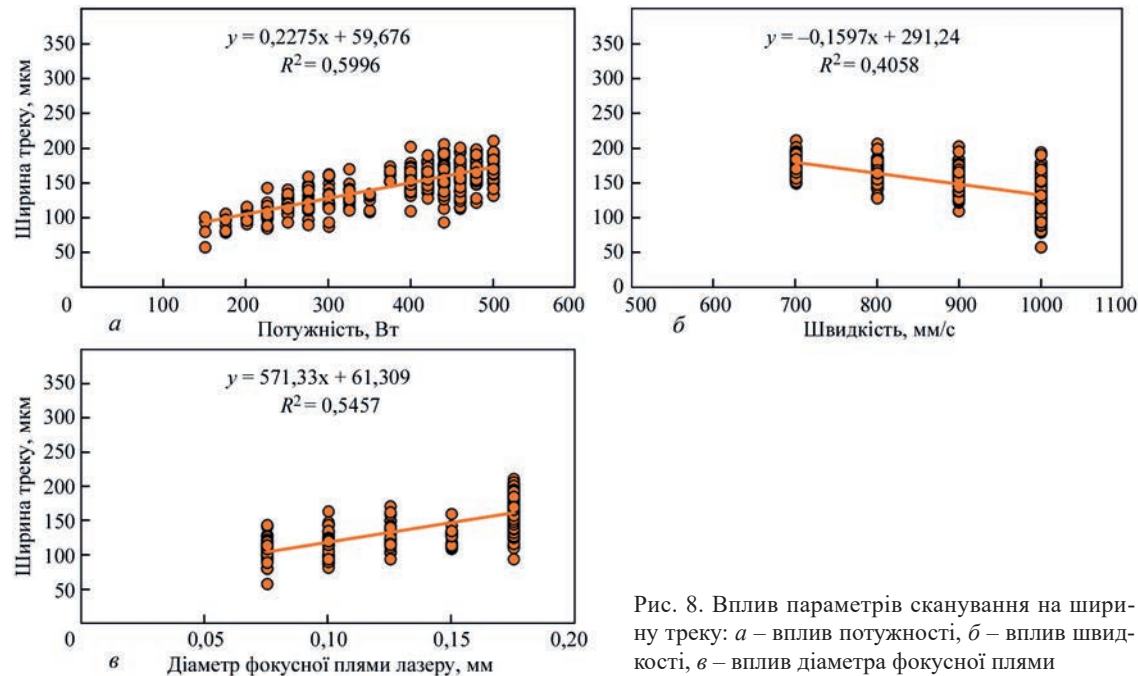


Рис. 8. Вплив параметрів сканування на ширину треку: а – вплив потужності, б – вплив швидкості, в – вплив діаметра фокусної плями

У цьому випадку збільшення діаметра не справило суттєвого впливу на морфологію структури навіть при варіюванні значень потужності. При діаметрі фокусної плями 100 мкм і більше спостерігалася нестабільність у формуванні треків та утворення крапель на поверхні. Глибина треків у більшості випадків була настільки малою порівняно з висотою, що у виявлених треках спостерігалася ознака розшарування.

Таким чином, можна зробити висновок, що зміна як рівня потужності, так і швидкості сканування в досліджуваному діапазоні впливають лише на ширину треків. Статистично значущої залежності цих параметрів на глибину або висоту треків не виявлено. Вплив потужності на глибину при постійних значеннях швидкості сканування або діаметра фокусної плями не підтвердився, за винятком випадків використання найменшого діаметра фокусної плями 75 мкм. Можна припустити, що застосування вищого рівня потужності могло б збільшити глибину треку, але наразі співвідношення глибини до висоти перевищувало одиницю лише для треків, сканованих променем з потужністю 400 та 420 Вт і діаметром фокусної плями 175 мкм, а також для плями діаметром 75 мкм з

потужністю понад 175 Вт. Швидкість сканування в обох випадках становила 1000 мм/с. Для забезпечення стабільності процесу, запобігання дефектам несплавлення та покращення міжшарового з'єднання рекомендується співвідношення глибини до висоти більше за одиницю. Деякі джерела вказують на оптимальне значення цього співвідношення близько 1,5 [14, 21]. Для статистичного аналізу впливу технологічних факторів на геометрію розплавленої ванни зразки відбирались не лише з одного краю будівельної платформи, але й з різних ділянок її поверхні. Для забезпечення адекватності результатів розглядалися лише ті треки, які були заповнені більш ніж на 80 %, тобто повністю та майже повністю. Аналіз показав, що потужність лазерного променя має значний вплив на ширину треку. Швидкість сканування та діаметр фокусної плями мають дещо менший вплив (рис. 8).

Вплив потужності на ширину треку помітний до 400 Вт, подальше збільшення потужності не призводить до змін ширини треку. Це може бути пов'язано з тим, що до 400 Вт діаметр фокусної плями змінювався, тоді як подальше збільшення потужності супроводжувалося зменшенням діаметра фокусної плями.

Крім того, було виявлено, що якість треків і стабільність процесу сильно залежать від вибору оптимальних параметрів для кожного конкретного режиму. Тому збільшення потужності або швидкості сканування без регулювання діаметра фокусної плями може призвести до утворення дефектів, таких як неповне плавлення або нестабільність геометрії. Для покращення стабільності процесу важливо враховувати комбінацію всіх технологічних параметрів сканування та їхню взаємодію.

Висновки.

1. Найстабільніше формування треків досягається при використанні малого діаметра фокусної плями (75 мкм) та помірних значень потужності (175...200 Вт) при високих швидкостях сканування (1000 мм/с). Збільшення діаметра фокусної плями призводить до більшої нестабільності формування треків і утворення крапель на поверхні при збереженні постійної швидкості та потужності сканування.

2. Морфологія ванни розплаву значною мірою залежить від діаметра фокусної плями, потужності лазера та швидкості сканування. Найбільша ймовірність дефектів, таких як здуття та підрізання, спостерігалася при діаметрі фокусної плями 175 мкм.

3. Оптимальне співвідношення глибини до ширини ванни розплаву (понад 0,8) для режиму «замкової щілини» досягається лише при діаметрі фокусної плями 75 мкм. В інших випадках спостерігалася тенденція до утворення менш глибоких треків, що збільшувало ризик дефектів у кінцевих продуктах.

4. Зміни потужності лазера переважно впливають на ширину треку, тоді як глибина та висота залишаються менш залежними від цього параметра. Висока потужність (> 400 Вт) у поєднанні з високими швидкостями сканування сприяє капілярній нестабільності.

Список літератури/References

1. Adjamskiy, S., Kononenko, G., Podolskiy, R., Badyuk, S. (2022) *Implementation of selective laser melting technology in Ukraine*. Kyiv, Naukova Dumka [in Ukrainian].
2. Wang, X., Gong, X., Chou, K. (2017) Review on powder-bed laser additive manufacturing of Inconel 718 parts. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Pt B: J. of Engineering Manufacture*, 231(11), 1890–1903. DOI: <https://doi.org/10.1177/0954405415619883>
3. Sames, W.J., List, F.A., Pannala, S., Dehoff, R.R., Babu, S.S. (2016) The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *Intern. Mat. Rev.*, 61(5), 315–360. DOI: <https://doi.org/10.1080/09506608.2015.1116649>
4. Holla, V., Kopp, P., Grünwald, J., Wudy, K., Kollmannsberger, S. (2023) Laser beam shape optimization in powder bed fusion of metals. *Additive Manufacturing*, 72, 103609. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2023.103609>
5. Yildiz, R.A., Popa, A.-A., Malekan, M. (2024) On the effect of small laser spot size on the mechanical behavior of 316L stainless steel fabricated by L-PBF additive manufacturing. *Materials Today Communications*, 38, 108168. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2024.108168>
6. Nie, X., Chen, Z., Qi, Y., Zhang, H., Zhang, C., Xiao, Z., Zhu, H. (2020) Effect of defocusing distance on laser powder bed fusion of high strength Al–Cu–Mg–Mn alloy. *Virtual and Physical Prototyping*, 15(5), 325–339. DOI: <https://doi.org/10.1080/17452759.2020.1760895>
7. Liu, B., Fang, G., Lei, L., Liu, W. (2022) Experimental and numerical exploration of defocusing in Laser Powder Bed Fusion (LPBF) as an effective processing parameter. *Optics and Laser Technology*, 149, 107846. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2022.107846>
8. Metelkova, J., Kinds, Y., Kempen, K., Formanoir, C., Witvrouw, A., Van Hooreweder, B. (2018) On the influence of laser defocusing in selective laser melting of 316L. *Additive Manufacturing*, 23, 161–169. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.08.006>
9. Paraschiv, A., Matache, G., Condruz, R.M., Frigioescu, T.F., Ionică, I. (2021) The influence of laser defocusing in selective laser melted IN 625. *Materials*, 14(13), 3447. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma14133447>
10. Gerstgrasser, M., Cloots, M., Stirnimann, J., Wegener, K. (2021) Focus shift analysis to manufacture dense and crack-free SLM-processed CM247LC samples. *J. of Mater. Proces. Technology*, 289, 116948. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116948>
11. Bean, G.E., Witkin, D.B., McLouth, T.D., Patel, D.N., Zaldivar, R.J. (2018) Effect of laser focus shift on surface quality and density of Inconel 718 parts produced via selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 22, 207–215. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.04.024>
12. Zhou S., Su, Y., Gu, R., Wang, Z., Zhou, Y., Ma, Q., Yan, M. (2019) Impacts of defocusing amount and molten pool boundaries on mechanical properties and microstructure of selective laser melted AlSi10Mg. *Materials*, 12(1), 73. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma12010073>
13. Adzhamskiy, S.V., Kononenko, G.A., Podolskiy, R.V. (2023) Mechanical properties of Inconel 718 alloy produced using selective laser melting technology with dynamic focusing on application surface. *Mater. Sci.*, 59, 420–425. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-024-00793-8>
14. Agrawal, A.K., Rankouhi, B., Thoma, D.J. (2022) Predictive process mapping for laser powder bed fusion: A review of existing analytical solutions. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 26(6), 101024. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.cossms.2022.101024>
15. Zhang, Z., Zhang, T., Sun, C., Karna, S., Yuan, L. (2024) Understanding melt pool behavior of 316L stainless steel in laser powder bed fusion additive manufacturing. *Micromachines*, 15(2). DOI: <https://doi.org/10.3390/mi15020170>
16. Scime, L., Beuth, J. (2019) Melt pool geometry and morphology variability for the Inconel 718 alloy in a laser powder bed fusion additive manufacturing process. *Additive Manufacturing*, 29, 100830. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100830>
17. Weaver, J.S., Heigel, J.C., Lane, B.M. (2022) Laser spot size and scaling laws for laser beam additive manufacturing. *J. of Manufacturing Processes*, 73, 26–39. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.10.053>
18. Bergmüller, S., Gerhold, L., Fuchs, L., Kaserer, L., Leichtfried, G. (2023) Systematic approach to process parameter optimization for laser powder bed fusion of low-alloy steel based on melting modes. *Int. J. of Advanced Manufacturing Technology*, 126, 4385–4398. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-023-11377-2>
19. Stoll, T., Prudlik, R., Birg, M. et al. (2025) Influence of different beam shapes on melt pool geometry of single melt tracks on IN718. *Prog. Addit. Manuf.*, 10, 2675–2690. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40964-024-00775-x>
20. Xiao, B., You, B.H., Jin, T. (2024) Computational analysis of selective laser sintering of Inconel 625. *Frontiers in Heat and Mass Transfer.*, 22(2), 417–432. DOI: <https://doi.org/10.32604/fhmt.2024.048739>

21. Zhang, B., Seede, R., Xue, L., Atli, K.C., Zhang, C., Whitt, A., Karaman, I., Arroyave, R., Elwany, A. (2021) An efficient framework for printability assessment in laser powder bed fusion metal additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 46(1), 102018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102018>

der bed fusion metal additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 46(1), 102018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102018>

INFLUENCE OF FOCAL SPOT DIAMETER ON TRACK FORMATION AND MELT PENETRATION SHAPE IN LPBF-PROCESS OF 316L STEEL

S.V. Adzhamskyi^{1,2}, R.V. Podolskyi^{1,3,4}, T.V. Balakhanova³, O.E. Baranovskaya³, S.I. Badyuk^{1,4}, N.P. Togobytska⁵

¹LLC «Additive Laser Technology of Ukraine». 31v Serhiy Podolynskyi Str., 49000, Dnipro, Ukraine. E-mail: as@alt-print.com

²Institute of Transport Systems and Technologies, NAS of Ukraine. 5 Pysarzhevskyi Str., 49000, Dnipro, Ukraine. E-mail: itst@westa-inter.com

³Z.I. Nekrasov Iron and Steel Institute of the NAS of Ukraine. 1 Akad. Starodubova Squ., 49000, Dnipro, Ukraine. E-mail: rostislavpodolskij@gmail.com

⁴Institute of Applied Control Systems of the NAS of Ukraine. 42 Akad. Glushkova Ave., 03187, Kyiv, Ukraine. E-mail: IACS@nas.gov.ua

⁵HTW University of Applied Sciences. 8 Triskovallie Str., 10318, Berlin, Germany. E-mail: Nataliya.Togobytska@htw-berlin.de

This study systematically investigates the influence of key laser powder bed fusion (LPBF) process parameters, namely laser spot diameter, laser power, and scanning speed, on the crystallization front geometry of single tracks produced in 316L austenitic stainless steel. Particular attention was paid to evaluating the effect of laser spot diameter. Experimental investigations were performed using a laser processing system equipped with ytterbium fiber lasers featuring a Gaussian beam profile. Single-track experiments were conducted over a wide range of processing conditions, with laser power varying from 150 to 500 W, scanning speed from 700 to 1000 mm/s, and laser spot diameter from 75 to 175 μm . The results demonstrated that the highest track continuity and process stability were achieved with a 75 μm laser spot diameter combined with a laser power of 175...200 W and a scanning speed of 1000 mm/s. Increasing the laser spot diameter beyond 125 μm required a significant increase in laser power to maintain stable melting, accompanied by a noticeable reduction in track stability. At a spot diameter of 175 μm , capillary instability and droplet formation were observed even at high laser power and moderate scanning speeds. Further analysis showed that the optimal melt pool depth-to-width ratio exceeding 0.8, characteristic of the keyhole melting mode, was achieved exclusively with the 75 μm laser spot diameter. In contrast, larger spot diameters produced shallower melt pools, thereby increasing the probability of defect formation in the final components. 21 Ref., 4 Tabl., 8 Fig.

Keywords: LPBF-technology, single track scanning, laser diameter, scanning process parameters

ORCID

Аджамський С.В. – <https://orcid.org/0000-0002-6095-8646>, Подольський Р.В. – <https://orcid.org/0000-0002-0288-0641>, Балаханова Т.В. – <https://orcid.org/0000-0003-4138-9238>, Барановська О.Є. – <https://orcid.org/0000-0002-4106-5797>, Бадюк С.І. – <https://orcid.org/0000-0002-1074-3057>, Тогобицька Н.П. – <https://orcid.org/0000-0002-9490-2368>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛІА ЛІСТУВАННЯ

Р.В. Подольський Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України. 49000, м. Дніпро, пл. Академіка Стародубова, 1. E-mail: rostislavpodolskij@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

С.В. Аджамський, Р.В. Подольський, Т.В. Балаханова, О.Є. Барановська, С.І. Бадюк, Н.П. Тогобицька (2026) Вплив діаметра фокусної плями на формування треків і форму проплавлення розплаву в LPBF-процесі сталі 316L. *Автоматичне зварювання*, 04, 56–64. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.04.06>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

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

Отримано 26.02.2026

Отримано у переглянутому вигляді 27.04.2026

Підписано до друку 20.07.2026

Оприлюднено 24.07.2026



ПІДВИЩЕННЯ ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ ПЛАЗМОВИХ ПОКРИТТІВ ПРИ ВВЕДЕННІ ДО СКЛАДУ ПОРОШКУ НАНОРАЗМІРНИХ ЧАСТИНОК SiO_2

В.В. Петренко, В.І. Копилов

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, Берестейський проспект, 37. E-mail: petrenkovitaliy8@gmail.com

Наведено короткий аналіз-огляд результатів досліджень, проведених авторами, багатофазних плазмових покриттів на основі металевих і керамічних порошків із ультрадисперсними складовими. Проаналізовано вплив введення нанодисперсного діоксиду кремнію (SiO_2) у вигляді аеросилу на формування мікро- та макроструктури покриттів, а також на фізико-механічні характеристики системи «основа–покриття». Запропоновано розрахунково-експериментальну методику оцінки можливого зародження та розповсюдження тріщин у покритті, оцінки балансу енергій в умовах випробувань на вигин, що дозволило розрахувати параметри тріщиностійкості при відшаровуванні й розтріскуванні покриттів та отримати додаткову інформацію про характеристики міцності як самих покриттів, так і композиційного матеріалу в цілому. Бібліогр. 14, табл. 3, рис. 2.

Ключові слова: плазмові покриття, фізико-механічні властивості, тріщиностійкість, наноскладові, аеросил, багатофазна структура, енергетичний баланс

Вступ. Застосовувані в інженерії поверхні різного роду композиційні покриття (КП), у тому числі, отримані методом плазмового напилення, дозволяють створювати багатофазні шари певної макро- та мікроструктури та забезпечувати системі «основа–покриття» комплекс фізико-механічних характеристик із підвищеними параметрами для роботи в умовах дії високих температур, навантажень, агресивних газових і рідких середовищ. До таких функціональних покриттів із позитивними фізико-механічними властивостями, підвищеними мікротвердістю, зносо- та корозійною стійкістю, жароміцністю відносяться композиції на основі складних сумішей металів, сплавів, кераміки, насамперед оксидів (Al_2O_3 , ZrO_2 , TiO_2 , SiO_2), а також порошкових матеріалів системи Al–Ni, Ni–Cr із добавками легуючих елементів, отриманих плазмовим напиленням, що пройшли подальшу термодифузійну обробку [1].

Перспективним, як вже доведено численними дослідженнями, є введення в такі суміші ультрадисперсних частинок, що формують структури та сполуки з нанорозмірними складовими (≤ 100 нм). Наявність у складі вихідної порошкової маси складних ультрадисперсних частинок (нанопорошки оксидів), а також різних елементів при подальшому напилюванні призводить до утворення структур різного фазового та хімічного складу, певним чином розподілених за об'ємом композицій-

ного покриття та міжфазної зони, що й забезпечує набуття абсолютно нових властивостей композицій багатофазного покриття, а також необхідну адгезію його до поверхні основного матеріалу [1, 2].

Згідно з раніше проведеними дослідженнями становлять інтерес композиційні покриття, отримані плазмовим напиленням, на основі механічних сумішей, до складу яких входять складні високодисперсні оксиди – аеросили (SiO_2), отримані методом пірогенного синтезу. Аморфний діоксид кремнію SiO_2 (аеросил), який є продуктом складного високотемпературного процесу розкладання парів SiCl_4 в атмосфері водяної пари, являє собою сферичні частинки з активними центрами на їхній поверхні у вигляді силанольних ($\equiv \text{Si}-\text{OH}$ і силоксанових $\equiv \text{Si}-\text{O}-\text{OH} \equiv$ груп). З хімічної точки зору всі властивості аеросилу визначаються наявністю цих угруповань. Різновидами високодисперсного аморфного діоксиду кремнію (аеросила) є його похідні – алюміній-кремнійоксид ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$), алюмоаеросил (AlAl), титан-кремнійоксид ($\text{TiO}_2 \cdot \text{SiO}_2$), титанаеросил (TiAl). Таким чином, алюмоаеросил і титанаеросил містять оксид кремнію SiO_2 , до якого щеплені оксиди Al_2O_3 або TiO_2 . Такий стан аеросилів, а саме, висока дисперсність із розміром частинок 5...40 нм, наявність гідроксильних груп забезпечує високу активність з іншими елементами порошкової суміші. Така ефективність із використанням механічних сумішей аеросилів та інших нано- та макрочастинок із рядом порошкових матеріалів, у тому числі кера-

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Це стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

міки, підтверджується дослідженнями композицій, що проводяться протягом кількох років [1, 2].

Встановлено, що фізико-механічні характеристики, такі як: міцність на розтяг, міцність на вигин, адгезійна, когезійна та міжфазна міцності, модуль пружності системи «основа–покриття», а також процес її руйнування під дією навантажень визначаються складом і мікроструктурою сформованого покриття ламелів (розплющених частинок) із певними адгезійно-когезійними властивостями [2–5]. При цьому механізм і характер руйнування всієї системи та самого покриття визначаються умовами зародження та розвитку мікротріщин по границях між зернами як усередині самого покриття, так і на границі покриття з основою. При створенні технології напилення необхідно забезпечити умови для загальмовування руйнування як самого покриття, так і композиції в цілому під дією навантажень.

У зв'язку з цим важливим параметром, що вирізняє експлуатаційні властивості композитного матеріалу, є його тріщиностійкість (в'язкість руйнування). Із використанням відомих фундаментальних критеріїв руйнування запропоновано механізми руйнування матеріалів із плазовими покриттями та на основі розрахунково-експериментальних підходів визначено параметри тріщиностійкості досліджуваних покриттів і систем на їхній основі [1, 6–10].

Водночас, незважаючи на зростаючий інтерес до наномодифікованих плазових покриттів, кількість систематичних досліджень, присвячених впливу нанодисперсного SiO_2 на тріщиностійкість покриттів, залишається обмеженою. Особливо недостатньо висвітлені питання кількісної оцінки опору руйнуванню з використанням енергетичних критеріїв механіки руйнування, які дозволяють адекватно описувати поведінку системи «основа–покриття» при деформації та тріщиноутворенні.

Процес створення нових систем «матриця–покриття», зокрема на базі керамічних порошкових матеріалів і наноскладових, стикається з необхідністю створення моделей та вдосконалення методик для розрахунків руйнування покриттів певного складу та мікроструктури, їхніх адгезійних і когезійних характеристик.

Мета роботи – короткий аналіз у галузі моделювання руйнування та отримання додаткової інформації щодо властивостей багатокомпонентних плазових покриттів, що містять наноструктурні складові, зокрема нанодисперсного аеросилу SiO_2 , із залученням розрахунково-експериментальних методів досліджень при випробуваннях на вигин;

розвиток підходів оцінки тріщиностійкості та адгезійно-когезійних зв'язків у системі «основа–покриття», пов'язаних із особливостями формування структури та складу багатофазних покриттів.

Матеріали та методи досліджень плазових покриттів і композицій на їхній основі. В якості плазових покриттів досліджувалися різні композиції на основі порошків NiCr , NiAl , Al_2O_3 , ZrO_2 (фракція 20...40 мкм), а також у вигляді сумішей таких макропорошків і нанопорошків діоксиду кремнію SiO_2 (аеросил). Використовувалися також похідні аеросилу – алюмоаеросил і титанаеросил ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ (AlAl), $\text{TiO}_2 \cdot \text{SiO}_2$ (TiAl)), різні за складом [1, 2]. Порошки NiAl і NiCr також використовувалися як підшар. В якості основного матеріалу використовувалися зразки з чистого заліза Fe, із вуглецевої сталі та сталі 08X18H10T.

Створення порошкових сумішей та формування складних сполук із наноструктурними складовими реалізовувалося за певною схемою. Здійснювали формування суміші порошків із макрочастинок і нанорозмірних частинок (діаметр від 10...40 нм) в умовах перемішування та термдеформаційної обробки в кульовому млині XQM-2 (установка для змішування порошків, у тому числі й у вакуумі).

Перед нанесенням покриттів поверхню зразків знежирювали та піддавали дробоструминній обробці. Потім в окремих випадках наносили підшар із порошків (NiAl) або (NiCr) завтовшки 40...50 мкм і після цього – основний шар завтовшки 50...500 мкм.

Металографічні дослідження порошків і покриттів проводили на мікроскопі Neophot-21. Мікрорентгеноспектральний аналіз зразків виконували на мікроаналізаторі Cameca із застосуванням програмного пакету SKAN для кількісного аналізу.

Фізико-механічні властивості як самого покриття, так і композиції «основа–покриття», визначалися за результатами механічних випробувань на вигин і розтяг згідно з розробленими розрахунково-експериментальними методиками. Модуль пружності визначався розрахунково-експериментальним методом [2, 6, 8, 10].

Для випробувань на триточковий вигин у якості основи використовувалися металеві пластики розміром $100 \times 10 \times 1$ мм і покриття завтовшки 50...150 мкм. Покриття наносилося тільки на одну поверхню пластини, товщина покриття варіювалася від зразка до зразка. Експерименти проводилися на установці моделі KOGEL (Німеччина), механічна частина якої була доповнена персональним комп'ютером, що має певне програмне забезпечення. При випробуваннях на вигин фіксувалося на-

вантаження, при якому відбувалося розтріскування або відшарування покриття під дією навантажень.

Плазмові покриття наносилися на поверхню зразків на модернізованій установці УПНС-304 із удосконаленим плазмотроном, який забезпечував ламінарне витікання плазмового потоку. Частина експериментів була проведена на плазмовій установці УПУ-3Д. Мікротвердість одержаних покриттів визначали на мікротвердомірі ПМТ-3. Міцність зчеплення покриття з основою визначали за допомогою випробувань на відрив відповідно до стандарту ASTM C.

Проведено дослідження внутрішнього тертя (ВТ) системи «основа–покриття», при якому вимірюється розсіяна енергія механічних коливань (коефіцієнт втрат позначається як Q^{-1}), що створюються різними фізичними методами досліджень [1, 2, 11, 12]. При цьому вивчали амплітудну та температурну залежність внутрішнього тертя (АЗВТ, ТЗВТ). Дослідження ВТ дозволяють оцінити рівень розсіювання енергії пружних коливань і тим самим визначити схильність основного матеріалу до пластифікації або крихкості, тобто оцінити процеси деформації та руйнування. Розсіювання (затухання) енергії пружних коливань, або, іншими словами, ВТ описується коефіцієнтом внутрішнього тертя та розраховується за формулами [11, 12]:

$$Q^{-1} = \Delta W / 2\pi W = \delta / \pi, \quad Q^{-1} = \frac{1}{2\pi n} \ln \left(\frac{A_0}{A_n} \right) \text{ або} \quad \delta = \ln \frac{\varepsilon_n}{\varepsilon_{n+1}} \quad (1)$$

де ΔW – енергія, що розсіюється за один період у всьому об'ємі зразка; W – енергія коливань усього зразка, що відповідає амплітудним значенням напруження та деформації; A_0 і A_n – амплітуди коливань на нульовому періоді та через n періодів; $\varepsilon_{n, n+1}$ – амплітуди деформації.

Вимірювання поглинання енергії пружних коливань (розсіювання енергії) методом ВТ у композиційному матеріалі проводилися на установці, яка є «зворотним крутильний маятником», що виготовлена на Фізичному факультеті Київського національного університету ім. Т. Шевченка. Інша партія зразків проходила випробування на аналогічній установці (вакуумному релаксаторі) на базі Чернівецького державного університету [2]. Використовувалися зразки у вигляді дротів із чистого заліза, а також сталі 08Х18Н10Т діаметром 1...1,5 мм та завдовжки 80...110 мм, на поверхню яких наносили плазмові покриття завтовшки до 100 мкм.

Розрахунково-експериментальна методика оцінки фізико-механічних характеристик

покриттів і системи «основа–покриття». *Розрахунок напруженого стану у системі «основа–покриття».* При аналізі напруженого стану в умовах триточкового вигину для системи «основа–покриття» приймається до уваги ряд припущень, і в результаті рішення для напруження в покритті має вигляд [2, 6, 8, 10]:

$$\sigma_c = \frac{E_c}{E_s} \left[\frac{3P_1}{2b(H/2)^3} \left(\frac{l}{2} - \frac{H}{2\pi} \right) \frac{H}{2} + \frac{P_1}{\pi H b} + \frac{2P_1}{5\pi H b} \right] \quad (2)$$

де $2l$ – відстань між двома зовнішніми опорами при згинанні; b – ширина зразка; H – товщина основи; E_s, E_c – модулі пружності основи та покриття відповідно; P_1 – сила, прикладена до зразка та відповідна моменту появи тріщини у покритті.

Визначення модуля пружності композиційного покриття. Одним із основних фізичних параметрів, що визначає властивості КМ, є модуль пружності. Для визначення модуля пружності застосовуються різні методи, у тому числі метод індентування, випробування на розтяг або згин зразків композиційного матеріалу [2, 8, 10].

У разі покриття надається можливість уточнення величини модуля пружності покриття, враховуючи його пористість (θ), а також масові або об'ємні частини компонентів (у разі використання сумішей):

$$E_n = E_o (1 - \theta), \quad E_i = E_1 \xi_1 + E_2 \xi_2 \quad (3)$$

де E_1, E_2 – модулі пружності відповідного компонента; θ – пористість покриття; ξ_1, ξ_2 – об'ємна частка компонентів суміші (у деяких випадках використовують масові частки).

Одним із найточніших для визначення модуля пружності є фізичний метод досліджень, заснований на вимірі параметрів внутрішнього тертя (розсіювання енергії) [11, 12]. При розгляді коефіцієнта втрат Q^{-1} як функції відносного модуля пружності $\bar{E} = E_n / E_o$ (модулів пружності матеріалів покриття та основи), а також товщини покриття h_n авторами для напилених плазмових покриттів було отримано вираз для відносного модуля пружності у вигляді [1, 11]:

$$\bar{E} = \frac{C\sqrt{B}(Q_n^{-1} - Q^{-1})}{\sqrt{A}(Q^{-1} - Q_o^{-1})}, \quad A = 1 + (Q_n^{-1})^2, \quad B = 1 + (Q_o^{-1})^2, \quad C = \frac{\bar{h}_n}{1 - \bar{h}_n} \quad (4)$$

Експериментальні значення ВТ: $Q^{-1}, Q_o^{-1}, Q_n^{-1}$ – розсіювання енергії (ВТ) у системі «основа–покриття», в основі без покриття та у покритті відповідно. До (4) входить ряд складових, які визна-

чаються безпосередньо у прямому експерименті Q^{-1}, Q_o^{-1} або розраховуються Q_n^{-1} ; $\bar{h}_n$ – відносна товщина покриття ($\bar{h}_i = \frac{h_n}{h_o}$, h_n – товщина покриття, h_o – товщина основи).

Енергетичний баланс у системі «основа–покриття» при розкритті тріщини. Для кількісної оцінки тріщиностійкості плазових покриттів використано енергетичний підхід механіки руйнування, який базується на аналізі балансу енергій у момент зародження тріщини в системі «основа–покриття». Робоче рівняння для розрахунків повної енергії, запасеної в системі «основа–покриття» у момент виникнення тріщини U , містить ряд складових [1, 6, 8, 9]:

$$\Delta U = \Delta W + \Delta W_d + \Delta U_s + \Delta U_e \quad (5)$$

де ΔW – робота, виконана прикладеною силою; ΔW_d – розсіювання, пов'язане з пластичною деформацією в основі; ΔU_s – зміна енергії деформації, викликана ковзанням вздовж границі між основою та покриттям; ΔU_e – енергія деформації, яка звільняється при розвитку тріщини в покритті.

Аналіз енергетичного стану на підставі розрахунків із використанням (4) та експериментів для наших багатофазових покриттів, що містять нано-складові, наведено у низці робіт [1, 6, 8, 9]. Результати досліджень призводять до наступного виразу для інтенсивності енергії, що звільняється, при руйнуванні покриття (для ініціювання розповсюдження тріщини):

$$G = \Delta U / h = \frac{\sigma_n^2 h}{E_n} \left[\frac{\sigma_n}{3\tau} + \pi f(\bar{E}_{no}) \right] \quad (6)$$

де $f(\bar{E}_{no})$ – табульована функція, залежна від відношення модуля пружності покриття та основи $\bar{E}_{no} = E_n / E_o$; σ_n – сумарне напруження в покритті (додане та залишкове); h – товщина покриття; τ – напруження зсуву; ΔU – енергія, віднесена до одиниці довжини фронту тріщини.

Критичне значення коефіцієнта інтенсивності напруження покриття при його розтріскуванні K_{lc} – граничне напруження, що відповідає когезійній міцності, яка визначається через значення енергії G_{lc} – інтенсивність енергії, що звільняється, а також γ_c – ефективна поверхнева енергія, пов'язані між собою:

$$K_{lc} = \sqrt{G_{lc} E_n}, \quad G_{lc} = 2\gamma_c \quad (7)$$

Для оцінки схильності системи до розтріскування застосовується так званий критичний параметр розтріскування Ψ_c , що залежить від напружень у покритті та коефіцієнта тріщиностійкості K_{lc} [1, 8, 9], та який вирізняє схильність системи до руйнування та записується у вигляді:

$$\Psi_c = K_c / \sigma \sqrt{h} = \sqrt{\pi f(\bar{E}_{no})} \quad (8)$$

Під впливом навантаження для покриттів різного складу спостерігається різний характер руйнування – адгезійне чи когезійне. У деяких випадках когезійне руйнування може супроводжуватися розривом адгезійних зв'язків.

Отже, вирішуючи наведені вище рівняння щодо аналізованої системи, отримуємо для критичного числа розтріскування Ψ_c вираз:

$$\Psi_c = \sqrt{\pi f(\bar{E}) + 2 \int_0^{c/h} \frac{E_n G_{lc}^{мф}}{\sigma^2 h} d(c/h) - \frac{2 E_n G_{lc}^{мф}}{\sigma^2 h} \left(\frac{c}{h} \right)} \quad (9)$$

Перший доданок у рівнянні (9) описує тріщиностійкість покриття, другий – стан відшарування покриття, а третій – деформаційні процеси, що проходять при протіканні двох описаних вище процесів.

До питань адгезійної і когезійної міцності можна підходити з точки зору теорій руйнування твердих тіл. Можна зіставити енергетичні витрати в різних частинах системи «основа–покриття» на формування контакту, міжфазної зони в умовах плазового напилення, з одного боку, з енергетичними витратами при зворотному процесі – руйнуванні цієї міжфазної зони в умовах деформації, розтріскування та відшарування покриття, з іншого боку [1, 9].

Результати досліджень та обговорення. Результати досліджень фізико-механічних характеристик системи «основа–покриття». Оскільки нанорозмірні частинки порошку аеросилу (SiO_2) мають розвинену поверхню та містять щеплені гідридні групи, з-за чого мають підвищену активність, то при змішуванні та хімічній взаємодії з іншими порошками, зокрема з порошками NiAl , NiCr , а також оксидами та іншими компонентами вони забезпечують нові структуру та характеристики КМ. В умовах плазового напилення синтез і кристалізація компонентів призводять до формування складної структури композиційного покриття, фазовий склад і властивості якого залежать від розвитку реакції як у самому плазовому потоці, так і на поверхні основи. Покриття, сформовані в процесі напилення або модифікування, є дисперсно-зміцненими композитами у вигляді мікрогранул субмікрокристалічного типу з великою протяжністю границь зерен і субзерен, стабілізованих нанорозмірними складовими. Зрештою готовим продуктом після змішування та напилення є суміші, отримані модифікуванням і термомеханічним синтезом та мають наноструктурні складові [1, 2]. Зміни, пов'язані з утворенням та зростанням самого покриття

Таблиця 1. Значення модулів пружності Юнга плазмових покриттів

Склад покриттів	Методи визначення модуля пружності покриттів E , ГПа		
	ВТ	Згин	Розтяг, інденування
Mo	100	89...100	210...290
NiAl	99...105	80	131...0
Al ₂ O ₃	54...64	45	82
NiCr	111	55	120
(Al–Ni) – AlAl	157	131...43	119
(Ni–Cr) – AlAl	193	86...110	185

та перехідних шарів, сильно впливають на мікроструктуру композиційного матеріалу, що викликає зміну його фізико-механічних властивостей. Питання докладно розкрито в [2]. На величину когезійної міцності покриттів, а також величину адгезійної взаємодії покриття до основи впливають ряд факторів. До цих факторів, насамперед, відносяться співвідношення модулів пружності основного матеріалу та другої фази, нерівноважний стан границь різних ділянок усередині композиції, границі між зернами або зерном та основою.

У полікристалічних матеріалах одним із головних параметрів структури, що контролюють механічні властивості, є розмір зерна D і залежність механічних характеристик таких матеріалів від розміру зерна, що описується співвідношенням Холла-Петча. З іншого боку, наявність в об'ємі КМ дисперсних частинок другої фази сприяє його зміцненню. Цей факт трактується таким чином, що у двофазних (багатофазних) системах збільшується кількість параметрів структури, і це сприяє зміцненню [1, 2, 13]. Фізико-механічні властивості, зокрема мікротвердість, міцність на вигин і розтяг для ряду композицій без подальшої після наплення обробки, а також ті, що пройшли відповідну термодифузійну обробку, є результатом чисельних досліджень та описані в ряді робіт [1, 2].

У табл. 1 наведено дані модуля пружності багатофазних плазмових покриттів, отримані різними розрахунково-експериментальними методами.

Дослідження розсіювання енергії у матеріалах з покриттями. ВТ, зумовлене процесами сукупного руху домішкових атомів, вакансій і дислокацій, дозволяє отримати додаткову фізичну, а в певних випадках і нову інформацію щодо конкретних механізмів у твердих тілах із покриттями при різних деформаціях, температурах, в умовах дії різних середовищ (рідких, газових) [1, 11, 12]. Дослідженнями ВТ встановлено, що плазмове наплення, фізико-хімічні процеси, що протікають при цьому, вносять істотні принципові відмінно-

сті в характер розсіювання енергії за наявності багатофазних плазмових покриттів, що містять, зокрема, ультрадисперсні складові. За результатами дослідження параметрів ВТ можна на мікрорівні оцінити вплив покриттів на механічні та фізичні властивості конструкційних матеріалів під впливом зовнішніх факторів і таким чином зіставити макро- та мікроевластивості з точки зору впливу багатофазних покриттів.

Складна мікроструктура та склад сформованого в процесі плазмового наплення покриття, велика кількість точкових і лінійних дефектів відображається на внутрішньому терті, що показано численними дослідженнями. Аналізувалися численні результати амплітудної та температурної залежності ВТ (АЗВТ, ТЗВТ) системи «основа–покриття» [1, 2]. Введення дисперсних частинок у матеріал при напленні призводить до зміни дислокаційної структури у всієї системи.

Кількісна оцінка впливу покриттів здійснена за значеннями параметрів дислокаційної структури, обчислених із кривих АЗВТ, згідно з моделлю Гранатто-Люкке [11, 12]. Відповідно до теорії, загасання енергії коливань визначається залежно від амплітуди наступним чином:

$$\delta_H = c_1/\gamma_0 \exp(-c_2/\gamma_0) \quad (10)$$

де γ_0 – амплітуда деформації; c_1 і c_2 – величини, що вирізняють щільність дислокацій та концентрацію домішкових атомів у зонах Котрелла.

Відповідно до теорії ВТ у твердих тілах існують дві критичні амплітуди (γ) деформації: $\gamma'_{кр}$ – вирізняє початок амплітудної залежності декременту загасання δ , $\gamma''_{кр}$ – вирізняє початок мікропластичної деформації, що відображається на кривих залежності внутрішнього тертя від деформації $Q^{-1} = f(\gamma)$. Зміна критичної амплітуди $\gamma''_{кр}$, що вирізняє початок мікропластичної деформації, обумовлено зміною загальної густини дислокацій як у покритті, так і в основі. Характеристики АЗВТ прямо пов'язані з параметрами дислокаційної сітки L_N , дислокаційних сегментів L_c та щільністю дислокацій ρ .

Визначені мікроструктурні параметри, такі як амплітуда мікропластичної деформації ($\gamma''_{кр}$), параметри дислокаційної структури покриття та поверхневих шарів основи (c_1 , c_2), дозволяють оцінити роль покриття у процесах руйнування КМ. Важливим є встановлений факт, що нанесення покриттів вносить принципові відмінності в характер змін поглинання енергії пружних коливань по перерізу композиційного матеріалу. Вплив покриттів на основний матеріал оцінюється за показниками загального рівня (фону ВТ) за кутом нахилу кривих залежно від $Q^{-1} = f(\gamma)$.

Як впливає з отриманих результатів, вплив покриття не є однозначним. Атомна будова, пористість (щільність), фазовий склад мають конкуруючий вплив на дислокаційну структуру приповерхневих шарів. На величину критичної амплітуди $\gamma''_{кр}$ впливають стан структури металу та перешкоди для генерування джерел дислокацій у вигляді дисперсних частинок. Дотримуючись висновків першоджерела [2], можна констатувати, що при деформаціях, вищих за критичні $\gamma'_{кр}$ та $\gamma''_{кр}$, згасання коливань обумовлюють різні джерела внутрішнього розсіювання енергії, однак один із них відіграє першорядну роль.

На рис. 1 в узагальненому вигляді для розглянутих вище, а також для широкого кола інших покриттів наведено результати вимірювання ВТ композиційних матеріалів. Представлені для КМ залежності вирізняються двома лінійними ділянками, розташованими паралельно (зона А) і лініями з різними кутами нахилу (зона С).

Дослідження АЗВТ зразків із плазовими покриттями та аналіз змін приповерхневої дислокаційної структури матриці в результаті напилення дозволяють підійти диференційовано до ролі безпосередньо поверхневих покриттів і глибинних шарів. Якщо зразки без покриттів піддати поверхневій деформації, цим штучно змінити дислокаційну структуру приповерхневих шарів, то крива залежності внутрішнього тертя (крива 2) розбивається на дві ділянки. При цьому, як випливає з результатів обробки даних ВТ, довжина сегментації, що визначається нахилом кривої на першій ділянці, залишається незмінною та вирізняє глибинні шари (зона А). Для цієї зони (зона А) кут нахилу кривих в області великих значень границі критичної деформації $\gamma''_{кр}$ практично той самий для всіх досліджуваних матеріалів.

Поява другої ділянки (зона С) відповідає зміні довжини дислокаційних сегментів у приповерхневих шарах і покриттях, яка збільшується у кілька разів. Цей факт є характерним як для зразків поверхнево-деформованих (крива 2), так і з покриттями (крива 3). Найбільша відмінність ВТ залежно від складу різних покриттів спостерігається в ділянці малих значень деформації $\gamma''_{кр}$ (зона С). Зона В є перехідною ділянкою, в якій для кожного покриття є своя критична деформація, пов'язана з різними умовами (сприятливими або несприятливими) для генерування джерел дислокацій.

У табл. 2 наведено експериментальні та розрахункові значення критичної мікроскопічної деформації $\gamma''_{кр}$ для низки досліджуваних покриттів. Нанесення простих покриттів призводить до зменшення границі критичної мікроскопічної дефор-

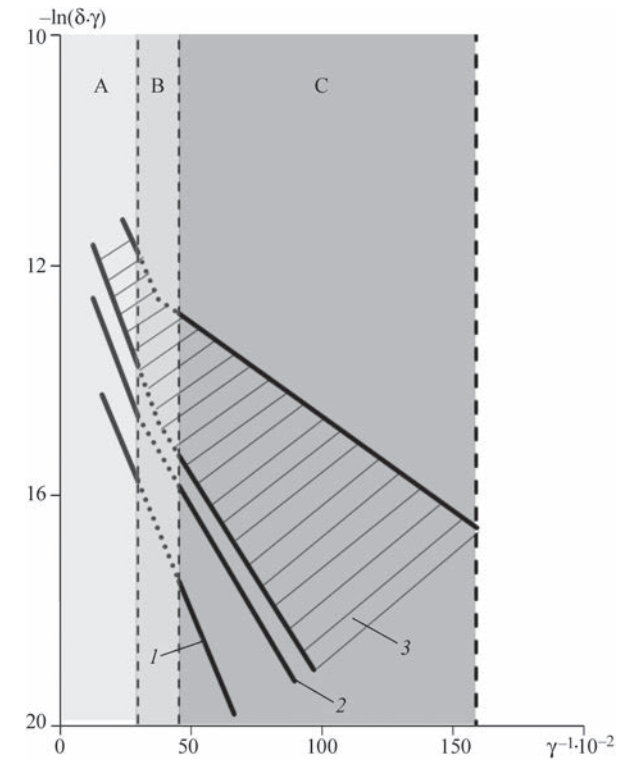


Рис. 1. Залежність енергії згасання від амплітуди деформації (γ) для зразків із заліза: 1 – без покриттів відпаленого; 2 – поверхнево-деформованого; 3 – із покриттями, різними за складом; А – зона, яка відповідає глибинним шарам матеріалу; В – перехідна зона, відповідає міжфазній зоні «основа–покриття»; С – зона, відповідальна за покриття та поверхні шари матеріалу

мації $\gamma''_{кр}$. У той самий час наявність дисперсних фаз у вигляді наноскладових (3)–(6) призводить до протилежного результату.

Дисперсні частинки в матриці значною мірою затримують розвиток процесів, які призводять до розміщення. У досліджуваних композиціях значне зміцнення в мікрообластях покриття супроводжується зниженням мікроскопічної границі пружності і, навпаки, у розміщення.

Наведено узагальнені результати досліджень впливу складу та структури плазових покриттів на основі складних багатокомпонентних сумішей, що містять ультрадисперсні складові, на амплітудне внутрішнє тертя композиційних матеріалів. Прояв ефектів затухання енергії обумовлений наявністю покриттів із новими фазами та нано-

Таблиця 2. Значення мікроскопічної деформації $\gamma''_{кр}$ для ряду досліджуваних плазових покриттів

№ з/п	Покриття, композиція, режим	$\gamma''_{кр}$
1	NiAl – напилений	1,9...3,2
2	NiCr – напилений	2,9
3	NiAl + AlAl – Д/В	5
4	NiCr + AlAl – Д/В	5,75
5	NiCr + TiAl – Д/В	9,4
6	NiCr + Mo + TiAl – Н	7,9

Примітка: Н – звичайне напилення; Д/В – напилення у динамічному вакуумі

складовими. Дана поведінка поставлена у відповідність до приповерхневої та об'ємної зон відповідальності в композиційному матеріалі, а також із фазовим складом і мікроструктурою цих зон.

Енергетичний підхід для розрахунків та аналізу параметрів тріщиностійкості. При навантаженні системи «основа–покриття» дефектна структура покриттів призводить до виникнення різних типів тріщин, насамперед розтріскування й відшаровування (по міжфазній зоні), як це описано в [1].

При розгляді тріщиностійкості доцільно дослідити енергетичні витрати при руйнуванні сформованої міжфазної зони в умовах деформації і наступним за цим процесом розтріскування та відшарування покриття. Визначення коефіцієнтів тріщиностійкості K_{lc} , а також інтенсивності вивільненої енергії G_{lc} засноване на розгляді балансу енергій у момент виникнення тріщини в різних ділянках системи «основа–покриття» (покриття, міжфазна зона, приповерхневий шар основи) згідно з (3), що дає можливість визначити характер її руйнування при різних зовнішніх впливах.

Адгезійно-міцнісні характеристики в системі КМ пов'язані з фізичною площею контакту між окремими компонентами в об'ємі покриття, а також по міжфазній границі. Міцність адгезійних зв'язків між покриттям та основою пропорційна площі фізичного контакту F_ϕ , який формується в процесі ударної взаємодії частинок, що напилуються, з поверхневими шарами. Отже, важливою є така характеристика системи як відносна площа фізичного контакту, тобто величина, що дорівнює відношенню фізичної площі F_ϕ до номінальної F_n , маємо $\bar{F}_\phi = F_\phi / F_n$, яка, у свою чергу, пропорційна відносній міцності зчеплення $\bar{\sigma}_{sc} = \sigma_n / \sigma_o$ [1].

На рис. 2 наведено функціональну залежність площі фізичного контакту $\bar{F}_\phi$, відносного значення модуля пружності $\bar{E}_{no} = E_n / E_o$, з одного боку, і адгезійно-когезійні властивості ($\bar{G}_{lc} = \Delta G_{мф} / \Delta G_n$) при навантаженні композиційного матеріалу до моменту руйнування покриття, з іншого боку [1].

Отримана поверхня (рис. 2) дає можливість описати взаємозв'язок цих параметрів із характеристиками тріщиностійкості системи (K_{lc} , ΔG) для певних значень модулів пружності покриття та основи. Зі збільшенням щільності покриття та з наближенням його модуля пружності до пружних характеристик основного матеріалу зменшується ймовірність розтріскування, збільшується стійкість до руйнування.

Створення різних механічних сумішей покриттів із присутністю ультрадисперсних сполуч-

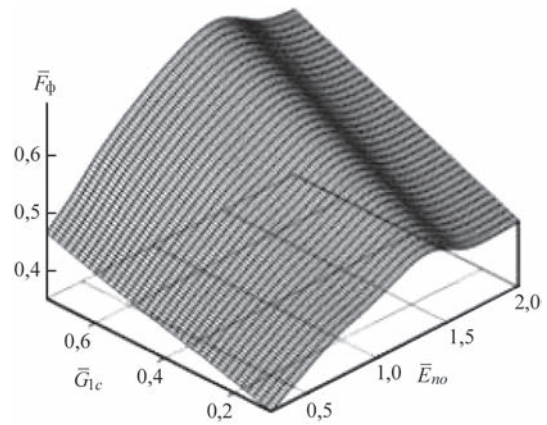


Рис. 2. Співвідношення інтенсивності вивільненої енергії при утворенні міжфазної тріщини та при розтріскуванні покриття у залежності від відносної площі контакту та відношення модулів пружності покриття/основа

них (аеросилів) може призводити до підвищення як механічних властивостей композиційних матеріалів, так і в'язкості руйнування. На основі фундаментальних рішень (5)–(9) було запропоновано спрощені підходи для оцінки процесів тріщиноутворення залежно від місця зародження та розвитку тріщини по перерізу композиції. Тоді, у разі відшарування покриття, використовуючи запропоновані підходи та відомі вирази (5)–(9), рішення для міжфазної тріщини (відшарування) має вигляд [1, 2]:

$$K_{lc} = \left[(\bar{F}_\phi)^2 \frac{(\sigma_b^{оч}) d (1 - v^2)}{8\pi} \sigma_n \right]^{1/2},$$

$$\gamma_{мф} = (\bar{F}_\phi)^2 \frac{(\sigma_n^{оч})^2 \cdot d \left(\frac{1 - v^2}{16\pi} \right)}{E_o} \quad (11)$$

де d – діаметр частинок; $\sigma_{b,n}$ – напруження в основі та покритті відповідно; v – коефіцієнт Пуассона.

Використання такої характеристики як тріщиностійкість дозволяє, поряд із міцністю когезійних зв'язків у покритті, точніше вирізняти властивості міцності плазмових покриттів.

Дотримуючись підходів, запропонованих у ряді робіт, і після деяких перетворень із урахуванням раніше отриманих результатів [1, 2, 8, 14], залежність для поширення міжзеренної тріщини у напрямку границі розділу покриття та основи (трансламелярне руйнування плазмового покриття) прийме вигляд:

$$\sigma_p = \sqrt{\frac{4}{\pi(1 - v_o^2)} \frac{\bar{F}_\phi \gamma_c E_n^2}{h E_o}} \quad (12)$$

де h – товщина покриття; E – модуль пружності; v – коефіцієнт Пуассона; індекси «с» та «о» відповідають покриттю та основі відповідно; $\bar{F}_\phi = F_c / F_o$; γ_c – ефективна поверхнева енергія.

Таблиця 3. Розрахункові параметри тріщиностійкості системи «основа–покриття»

Склад покриття	Сумарне для системи		Для покриття (розтріскування)		Для міжфазної зони	
	K_{Ic} , МПа·√м	ΔG_{Σ} , Дж/м ²	K_{Ic}^n , МПа·√м	ΔG_n , Дж/м ²	$K_{Ic}^{мф}$, МПа·√м	$\Delta G_{мф}$, Дж/м ²
NiAl + Al ₂ O ₃	1,84	42,36	1,80	40,56	0,47	0,337
NiAl	6,44	263,94	6,04	232,09	2,74	47,77
NiAl + AlAl	12,42	985,01	11,1	786,53	6,83	297,74
NiCr + AlAl	18,93	2029,00	16,24	1492	11,928	805,16

У табл. 3 наведено конкретні значення інтенсивності вивільненої енергії та коефіцієнта тріщиностійкості для використаних систем. Отримані значення вказано для розтріскування покриття та міжфазної зони (відшарування), а також інтегральні показники K_{Ic} , ΔG_{Σ} . Розрахунок проводився відповідно до (6)–(9) для кожної конкретної зони окремо та системи в цілому.

Можна констатувати, що в багатьох роботах показано, що введення нанофазу діоксиду кремнію (SiO₂) у вигляді аеросилу для багатофазних систем AlNi–SiO₂, NiCr–SiO₂, NiAl + AlAl, NiCr + AlAl призводило до зміни механізму руйнування та зростання енергоємності процесу тріщиноутворення [1, 2, 8, 14].

Висновки

Наведено узагальнені експериментально-розрахункові результати досліджень впливу складу та структури сформованих при плазмовому напыленні багатофазних покриттів, що містять нанодисперсний порошок SiO₂ (аеросил), на мікро- та макровластивості композиції «основа–покриття».

Встановлено суттєве зростання параметрів опору руйнуванню покриттів, тріщиностійкості, що містять наноскладові на основі SiO₂, Al₂O₃·SiO₂, TiO₂·SiO₂. Зокрема значення інтенсивності вивільненої енергії ΔG та коефіцієнт K_{Ic} збільшується у декілька разів порівняно з традиційними, немодифікованими шарами залежно від складу суміші.

Встановлено взаємозв'язок між процесами (в'язкістю) руйнування самого покриття та КМ, а також міжфазної зони з деякими мікроструктурними характеристиками, а саме, амплітудою мікропластичної деформації ($\gamma''_{кр}$) і параметрами дислокаційної структури покриття.

Список літератури

1. Копылов В.И., Смирнов И.В., Селиверстов И.А. (2019) *Формирование и свойства плазменных многофазных покрытий с наноразмерными составляющими. Монография*. Киев, Наукова думка.

2. Копылов В.И., Антоненко Д.А. (2014) Физико-механические характеристики и внутреннее трение материалов с многофазными плазменными покрытиями. *Проблемы техники*, 2, 72–89.

3. Ahn, J., Hwang, B., Song, E.P. et al. (2006) Correlation of microstructure and wear resistance of Al₂O₃–TiO₂ coatings plasma sprayed with nanopowders. *Metall. Mater. Trans. A*, 37, 1851–1861. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0128-5>

37, 1851–1861. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0128-5>

4. Li, C.-J., Wang, W.-Z., He, Y. (2004) Dependency of fracture toughness of plasma sprayed Al₂O₃ coatings on lamellar structure. *J. of Thermal Spray Technology*, 13(3), 425–431. DOI: <https://doi.org/10.1361/10599630419364>

5. Morks, M.F., Tsunekawa, Y., Okumiya, M. et al. (2003) Splat microstructure of plasma sprayed cast iron with different chamber pressures. *J. Therm. Spray. Tech.*, 12, 282–289. DOI: <https://doi.org/10.1361/105996303770348393>

6. Копылов В.И., Смирнов И.В., Долгов Н.А. (2004) Исследование трещиностойкости плазменных покрытий из оксида алюминия. *Вибрация в технике и технологиях*, 5(37), 90–92.

7. (1988) *Механика разрушения и прочность материалов : Справочное пособие в 4 т.* Под ред. В.В. Панасюка. Киев, Наукова думка.

8. Антоненко Д.А., Копылов В.И. (2012) Тріщиностійкість композитних матеріалів з нанокерамічними складовими. *Вісник ДГМА*, 3(28), 24–29.

9. Hu, M.S., Evans, A.G. (1989) The cracking and decohesion of thin films on ductile substrates. *Acta Metallurgica*, 37(3), 917–925. DOI: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(89\)90018-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(89)90018-7)

10. Долгов Н.А. (2004) Метод определения упругости газотермических покрытий. *Порошковая металлургия*, 7/8, 110–114.

11. Kopylov, V.I. (2016) Effect of multiphase structure of plasma coatings on their elastic and strength properties. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, 5(5(83)), pp. 49–57. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2016.79586>

12. Blanter, M.S., Golovin, I.S., Neuhäuser, H., Sinning, H.-R. (2007) *Internal friction in metallic materials : A handbook*. Berlin, Heidelberg, Springer-Verlag. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-540-68758-0>

13. Мовчан Б.А. (2008) Механические размерные эффекты двухфазных неорганических материалов. *Автоматическая сварка*, 11, 166–170.

14. Копылов В.И., Петренко В.В., Селивестров И.А. (2025) Аналіз енергетичних затрат при формуванні плазмових покриттів і при руйнуванні в умовах дії навантажень. *Вісник ХНТУ*, 3(94(1)), 138–148. DOI: <https://doi.org/10.35546/kntu2078-4481.2025.3.1.17>

References

1. Kopylov, V.I., Smirnov, I.V., Seliverstov, I.A. (2019) *Formation and properties of plasma multiphase coatings with nanoscale components: Monograph*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].

2. Kopylov V.I., Antonenko D.A. (2014) Physical and mechanical characteristics and internal friction of materials with multiphase plasma coatings. *Problemy Tekhniki*, 2, 72–89 [in Russian].

3. Ahn, J., Hwang, B., Song, E.P. et al. (2006) Correlation of microstructure and wear resistance of Al₂O₃–TiO₂ coatings plasma sprayed with nanopowders. *Metall. Mater. Trans. A*, 37, 1851–1861. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0128-5>

4. Li, C.-J., Wang, W.-Z., He, Y. (2004) Dependency of fracture toughness of plasma sprayed Al₂O₃ coatings on lamellar structure. *J. of Thermal Spray Technology*, 13(3), 425–431. DOI: <https://doi.org/10.1361/10599630419364>

5. Morks, M.F., Tsunekawa, Y., Okumiya, M. et al. (2003) Splat microstructure of plasma sprayed cast iron with different chamber pressures. *J. Therm. Spray. Tech.*, 12, 282–289. DOI: <https://doi.org/10.1361/105996303770348393>

6. Kopylov, V.I., Smirnov, I.V., Dolgov, N.A. (2004) Study of crack resistance of plasma-sprayed aluminum oxide coatings. *Vibratsiya v Tekhnike i Tekhnologiyach*, 5(37), 90–92 [in Russian].
7. (1988) *Fracture mechanics and strength of materials: A reference manual. In 4 Vol.* Ed. by V.V. Panasyuk. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
8. Antonenko, D.A., Kopylov, V.I. (2012) Crack resistance of composite materials with nanoceramic warehouses. *Visnyk DGMA*, 3(28), 24–29 [in Ukrainian].
9. Hu, M.S., Evans, A.G. (1989) The cracking and decohesion of thin films on ductile substrates. *Acta Metallurgica*, 37(3), 917–925. DOI: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(89\)90018-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(89)90018-7)
10. Dolgov, N.A. (2004) Method for determining the elasticity of thermal spray coatings. *Poroshkovaya Metallurgiya*, 7/8, 110–114.
11. Kopylov, V.I. (2016) Effect of multiphase structure of plasma coatings on their elastic and strength properties. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, 5(5(83)), pp. 49–57. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2016.79586>.
12. Blanter, M.S., Golovin, I.S., Neuhäuser, H., Sinning, H.-R. (2007) *Internal friction in metallic materials : A handbook*. Berlin, Heidelberg, Springer-Verlag. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-540-68758-0>
13. Movchan, B.A. (2008) Mechanical dimensional effects in two-phase inorganic materials. *The Paton Welding J.*, 11, 145–148.
14. Kopylov, V.I., Petrenko, V.V., Selivestrov, I.A. (2025) Analysis of energy costs during the molding of plasma coatings and during the destruction of wash basins. *Visnyk KhNTU*, 3(94(1)), 138–148. DOI: <https://doi.org/10.35546/kntu2078-4481.2025.3.1.17>

INCREASE OF CRACK RESISTANCE OF PLASMA COATINGS WITH ADDITION OF NANOSIZED SiO_2 PARTICLES TO THE POWDER COMPOSITION

V.V. Petrenko, V.I. Kopylov

National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute». 37 Beresteysky Ave., 03056, Kyiv, Ukraine.
E-mail: petrenkovitaliy8@gmail.com

A brief review and analysis of the results of research of multiphase plasma-sprayed coatings based on metallic and ceramic powders containing ultrafine components, conducted by the authors, are presented. The influence of introducing nanosized silicon dioxide (SiO_2) in the form of Aerosil on the formation of the microstructure and macrostructure of the coatings, as well as on the physical and mechanical properties of the substrate-coating system, has been analyzed. A computational and experimental methodology for assessing the possible initiation and propagation of cracks in coatings is proposed. The methodology includes evaluation of the energy balance during bending tests, which made it possible to determine fracture toughness parameters associated with coating delamination and cracking, and to obtain additional information on the strength characteristics of both the coatings themselves and the composite material as a whole. 14 Ref., 3 Tabl., 2 Fig.

Keywords: *plasma coatings, physical and mechanical properties, fracture toughness, nanocomponents, Aerosil, multiphase structure, energy balance*

ORCID

Петренко В.В. – <https://orcid.org/0009-0002-4735-9443>, Копилов В.І. – <https://orcid.org/0000-0002-1789-3226>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

В.В. Петренко

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, Берестейський проспект, 37

E-mail: petrenkovitaliy8@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

Петренко В.В., Копилов В.І. (2026) Підвищення тріщиностійкості плазмових покриттів при введенні до складу порошку нанорозмірних частинок SiO_2 . *Автоматичне зварювання*, 04, 65–73. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.04.07>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

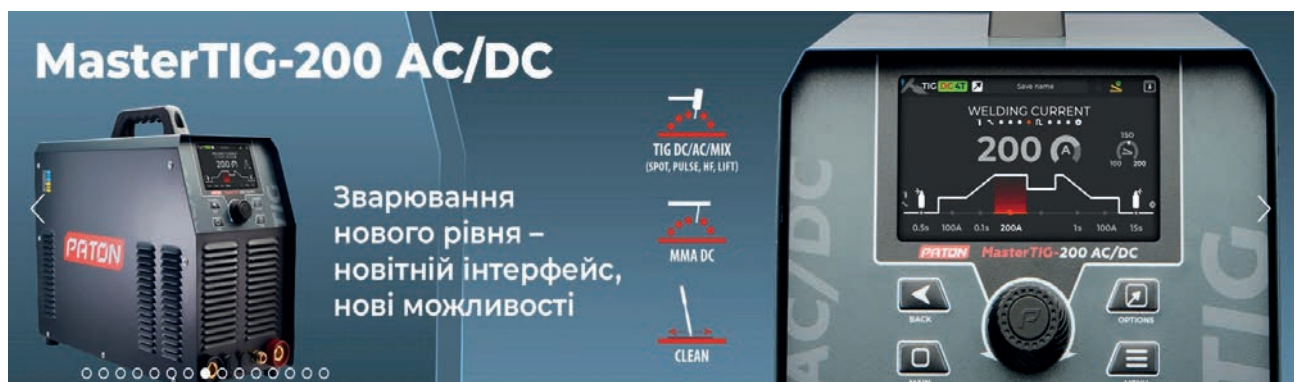
<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 08.02.2026

Отримано у переглянутому вигляді 28.06.2026

Підписано до друку 20.07.2026

Оприлюднено 24.07.2026



ДО 70-РІЧЧЯ ВОЛОДИМИРА МИКОЛАЙОВИЧА СИДОРЦЯ



22 липня 2026 р. виповнилося б сімдесят років видатному вченому Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона, провідному науковому співробітнику, доктору технічних наук, професору Володимирі Миколайовичу Сидорцю. Все трудове, наукове й творче життя Володимира Ми-

колайовича пов'язано з Інститутом електрозварювання. Прийшовши працювати в Інститут 1972 р., він залишав його лише для навчання на фізичному факультеті університету ім. Т.Г. Шевченка і проходження військової служби офіцером на радіолокаційній станції. Повернувшись працювати до Інституту, у 1992 р. Володимир Миколайович з успіхом захистив кандидатську, а у 2009 р. і докторську дисертацію, ставши провідним науковим співробітником відділу фізики газового розряду й техніки плазми. У 2013 р. отримав наукове звання професора. Шлях від лаборанта до провідного наукового співробітника, який він пройшов за ці роки, був наповнений кропіткою та наполегливою працею на науковій ниві, пов'язаною з дослідженням зварювальних процесів.

Ним зроблено вагомий внесок у розвиток динамічної моделі зварювальної дуги, ґрунтуючись на якій отримано стабільні системи «зварювальна дуга – джерело живлення» і стабілізовані імпульсні системи змінного струму для зварювання відповідальних конструкцій. За його участю створені новітні технології лазерно-дугового і лазерно-плазмового високошвидкісного зварювання корозійностійких і алюмінієвих сплавів. Вершиною наукового доробку Володимир Миколайовича, на який він потратив роки кропіткої плідної праці, можна вважати фундаментальні дослідження детермінованого хаосу в електричних колах зі зварювальною дугою, що відкрило новий шлях до вивчення та розуміння дугових процесів у зварюванні. Ці дослідження були представлені на науковий загал в монографії Сидорець В.Н., Пентегов І.В. Детерминированный хаос в нелинейных цепях с электрической дугой. Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2013, 272 с. Результати проведених досліджень були апробовані під час розроблення в Інституті електрозварювання сучасних джерел живлення зварювальної дуги для мікрозварювання прецизійних сплавів. Джерела здатні відтворювати з великої кількості допустимих форм

кривих струму найбільш оптимальну форму, що забезпечує високу якість зварного шва.

Володимир Миколайович брав активну участь у роботі наукового співтовариства, будучи членом спеціалізованої Вченої ради із захисту дисертацій Чернігівського технологічного університету, головою державної екзаменаційної комісії кафедри біомедичної кібернетики факультету біомедичної інженерії КПІ ім. Ігоря Сікорського, членом організаційного комітету та головою пленарних засідань Міжнародних наукових конференцій «Математичне моделювання та інформаційні технології у зварюванні та споріднених процесах», «Лазерні технології у зварюванні та обробці матеріалів», що проводилися Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона, членом програмних комітетів Міжнародних науково-технічних конференцій «Проблеми сучасної електротехніки», Міжнародної конференції з інтелектуальних енергетичних та енергетичних систем – IEPS, що проводилися Інститутом електродинаміки НАН України, Національним технічним університетом України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Представництвом Польської академії наук у м. Києві, членом технічного програмного комітету Міжнародної конференції з електроніки та інформаційних технологій – EIT, що проводилися Секцією IEEE в Україні, Одеським національним політехнічним університетом, Науково-дослідною компанією «Карат», Науково-виробничим підприємством «Сатурн».

За роки свого наукового життя В.М. Сидорець опублікував більше ніж 200 наукових праць.

Маючи великий талант до простого пояснення складних процесів, Володимира Миколайовича завжди оточувала наукова молодь Інституту, якій він абсолютно безкорисно і з радістю, відклавши всі свої справи, в ясній й доступній формі пояснював питання, з якими до нього зверталися.

Сам В.М. Сидорець підготував і випустив на успішний захист дисертацій доктора технічних наук і трьох кандидатів технічних наук. Був науковим консультантом ще у трьох шукачів докторського ступеня.

На жаль несподіваний відхід з життя в 2020 р. у розквіті творчих сил і знань вченого такого високого рівня став чималою втратою для Інституту та Української науки.

Усі співробітники Інституту завжди з великою теплотою та повагою часто згадують Володимира Миколайовича як дуже чуйну, веселу й життєрадісну людину, який за життя об'єднував навколо себе велику кількість друзів і товаришів та згуртовував різні наукові колективи.

**26–28
травня
2026**



XXIV МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ

Місце проведення: Україна, м. Київ, МВЦ, Броварський пр-т, 15

Міжнародний Промисловий Форум – найбільша промислова виставка в Україні, яка з 2005 р. входить до переліку провідних світових промислових виставок, офіційно сертифікованих і визнаних Всесвітньою асоціацією виставкової індустрії (UFI), що є найвищим рівнем світового визнання для виставки. Організатор заходу – ТОВ «КИЇВ ГЛОБАЛ ЕКСПО».

Міжнародний Промисловий Форум містить спеціалізовані виставки у галузі металообробки, машинобудування та суміжних областей, а також насичену програму науково-практичних конференцій, семінарів, презентацій учасників форуму. Учасниками виставок були провідні промислові підприємства України, близького та далекого зарубіжжя. Щорічно під час форуму презентуються новітні промислові технології, обладнання, інструмент, комплектуючі, послуги. Щороку форум об'єднує тисячі фахівців промислової галузі, виробників обладнання, постачальників технологій і представників бізнесу з усієї України та з-за кордону. Міжнародний Промисловий Форум – це не просто виставка. Це – головний майданчик для демонстрації інновацій, пошуку партнерів, обміну досвідом і розвитку української промисловості.

XXIV Міжнародний Промисловий Форум – це цифри, які говорять самі за себе: 427 компаній-учасників; понад 23000 м² експозиційної площі; 13000 професійних відвідувачів; 25 ділових заходів; 12 країн (Швейцарія, Китай, Польща, Німеччина, Чехія, Латвія, Литва, Португалія, Румунія, Словаччина, Італія та Україна).

Серед постійних учасників Промислового Форуму можна відмітити стенди відомих українських компаній-виробників і постачальників обладнання та матеріалів у галузі зварювання та неруйнівного контролю: ТОВ «Патон Інтернешнл», ТОВ «Фроніус Україна», ТОВ «АРАМІС», ПП ТОВ «БІНЦЕЛЬ Україна ГмбХ», ТОВ «САММІТ», Завод автогенного обладнання «ДОНМЕТ», ТОВ НВФ «Діагностичні прилади», ТОВ «Хімлабор-реактив», ТОВ «LEM Ukraine», ТОВ «Ультракон», ТОВ «Елватех» та ін.

У рамках Міжнародного Промислового Форуму відбувся II конкурс зварників серед майстрів

виробничого навчання закладів професійної освіти України «PATON WELDING CUP – 2026». Конкурс було присвячено видатним вітчизняним ученим у галузі зварювання – Євгену Оскаровичу та Борису Євгеновичу Патонам.

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України в останні роки постійно бере участь у роботі Промислового Форуму. У цьому році на стенді ІЕЗ відвідувачі мали можливість ознайомитись із новітніми розробками Інституту в галузі зварювання та споріднених технологій. Було надано інформацію та продемонстровано зразки, отримані при використанні наступних технологій:

– Електронно-променеви 3D принтер зі зразками лопатки газотурбінного двигуна, імплантата тазостегнового суглоба, щелепно-лицьового імплантату.



Стенд ТОВ «Патон Інтернешнл»



Стенд ТОВ «Фроніус Україна»



Учасники, організатори, спонсори та судді конкурсу зварників

– Технологія пресового зварювання труб магнітокеруваною дугою.

– Зварювання металоконструкцій зі сталі завтовшки 6...200 мм за один прохід.

– Електрошлакове зварювання вертикальних, нахилених і криволінійних стиків металу завтовшки 30...200 мм за один прохід.

– Зварювання та наплавлення міді та її сплавів (у т.ч. зі сталлю) та реставрація виробів із міді та її сплавів.

– Установка аргонодугового зварювання титану вольфрамовим електродом у вузький зазор із магнітним керуванням дугою.

– Персоналізовані біополімерні імпланти з функціоналізованою поверхнею для відновлення кісток.

– Нова генерація ручного електронно-променевого обладнання для зварювання у відкритому космосі.

Під час Промислового Форуму Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України та ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ «ПАТОН» організували проведення двох науково-технічних семіна-



Стенд Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона

рів з актуальних питань 3D друку та неруйнівного контролю.

Семінар «3D друк металевих виробів», 26 травня

Участь у семінарі взяли 26 представників із наукових, освітніх і виробничих організацій. Було заслухано вісім доповідей:

– «Визначення параметрів електронно-променевого друку тонкостінних виробів із титанових сплавів ВТ6» В.А. Матвійчук, В.М. Нестеренков, М.О. Сисоєв, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ;

– «3D друк виробів зі сталей і сплавів адитивним плазово-дуговим наплавленням: нові технологічні підходи та розробка обладнання» В.М. Коржик, В.Ю. Хаскін, Є.В. Ілляшенко, О.С. Терещенко, О.Є. Божок, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ;

– «Аналітичні методи дослідження матеріалів і процесів у металевому 3D друці: рішення від TA Instruments, Micromeritics, RX Solutions і Physical Electronics» О.В. Рудик, ТОВ «LEM Ukraine», м. Київ;

– «Багатошарове наплавлення ділянок трубопроводів із дефектом стоншення стінки» Г.В. Ворона, О.С. Костеневич, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ;

– «Економіка дротового DED друку металом: коли технологія знижує повну вартість виробництва» Д.В. Криворучко¹, Л.Б. Криворучко², О.Д. Криворучко³, ¹ТОВ «Центр технологічних ініціатив», м. Суми; ²ТОВ «НБК АЛДА», Київська обл.; ³Heilbronn University, Germany;

– «WAAM виготовлення просторових виробів із адаптивним урахуванням їхнього теплового стану та застосуванням інструментів ШП» І.М. Лагодзінський, В.В. Квасницький, А.В. Чорний, В.О. Черній, НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», м. Київ;

– «Вплив положення на платформі побудови на формування ванни розплаву за різних типів лазерного променя» С.В. Аджамський¹, Р.В. Подольський¹, Т.В. Балаханова², О.Є. Барановська², Н.П. Тогобицька³, ¹LLC «Additive Laser Technology of Ukraine», м. Дніпро, ²Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України, м. Дніпро, ³HTW University of Applied Sciences, Berlin, Germany;

– «Структурні характеристики металу лопаток парових турбін в умовах їх ремонтного відновлення лазерним методом» О.М. Берднікова, Ань Тяньчен, О.С. Кушнарьова, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ.



Семінар «3D друк металевих виробів», доповідач О.В. Рудик

Семінар «Неруйнівний контроль та моніторинг технічного стану», 27 травня

Семінар було присвячено 30-річчю відомої української компанії «Діагностичні прилади». Участь у семінарі взяли більше 30 представників із наукових, освітніх і виробничих організацій.

Було заслухано десять доповідей:

- «Неруйнівні методи контролю зварювання в нафтогазовій галузі» О.В. Павлій, ТОВ НВФ «Діагностичні прилади», м. Київ;

- «Контроль якості в машинобудуванні» О.М. Козін, ТОВ НВФ «Діагностичні прилади», м. Київ;

- «Методи контролю сучасних композитних і полімерних виробів» О.В. Павлій, С.М. Глабець, О.М. Козін, ТОВ НВФ «Діагностичні прилади», м. Київ;

- «Достовірність неруйнівного контролю аустенітних зварних з'єднань на прикладі трубопроводів ЧАЕС-3» В.М. Тороп, Є.О. Давидов, М.Д. Рабікіна, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ;

- «Зменшення людського чинника під час проведення неруйнівного контролю зварних з'єднань трубопроводів та устаткування ультразвуковим дефектоскопом Wave» Д.В. Казарчук, ТОВ «Хімлаборреактив», м. Бровари;

- «Сучасні рішення XRF для неруйнівного контролю та технічної діагностики металів» М.Е. Амірсеїдов, ТОВ «Елватех», м. Київ;

- «Сучасні технології тепловізійної діагностики відповідальних об'єктів» В.Ю. Глуховський, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ;

- «Про роботу Технічного комітету стандартизації ТК-78 «Технічна діагностика та неруйнівний контроль» Ю.М. Посипайко, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ;

- «Про проведення XIV Європейської NDT конференції (15–19 червня 2026 р., м. Верона, Італія)» Ю.М. Посипайко, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, м. Київ;



Семінар «Неруйнівний контроль та моніторинг технічного стану», доповідач О.В. Павлій



Під час проведення семінарів

- «Застосування рентгенівських томографічних систем RX Solutions у неруйнівному контролі: огляд обладнання та технічні можливості», О.В. Рудик, ТОВ «LEM Ukraine», м. Київ.

Учасники семінарів висловили побажання взяти участь у роботі тематичних семінарів, які планують провести Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України та ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ «ПАТОН» у майбутньому.

На стенді компанії ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ «ПАТОН» відвідувачі мали можливість ознайомитись з інформаційними партнерами Промислового Форуму – фаховими журналами «Автоматичне зварювання», «Сучасна електрометалургія», «Технічна діагностика та неруйнівний контроль» та з журналом «The Paton Welding Journal», який у 2025 р. включено до наукометричної бази Scopus.

Наступний XXV Міжнародний Промисловий Форум заплановано провести 25–27 травня 2027 р.

Олександр Зельніченко,
Ірина Романова



КОНКУРС ЗВАРНИКІВ «PATON WELDING CUP – 2026»

З 26 по 28 травня 2026 р. у м. Києві в рамках XXIV Міжнародного промислового форуму відбувся другий конкурс зварників серед майстрів виробничого навчання закладів професійної освіти України «PATON WELDING CUP – 2026». Конкурс був присвячений пам'яті видатних вітчизняних учених в області зварювання – Євгену Оскаровичу та Борису Євгеновичу Патонам.

Організаторами конкурсу виступили Товариство зварників України (ТЗУ) та Одеське обласне ТЗУ за підтримки Міністерства освіти і науки України та проєкту «Публічно-приватне партнерство для поліпшення професійної освіти в Україні» (EdUP), що реалізується швейцарською фундацією технічного співробітництва з розвитку «Свісконтакт».

Конкурс проводився в два тури (теоретичний та практичний) за трьома методами зварювання:

- ручне дугове зварювання покритим електродом (111/PDE/SMAW);
- дугове зварювання металевим плавким електродом у середовищі захисних активних газів (135/MAG/GMAW);
- зварювання на віртуальному зварювальному тренажері Soldamatic методом 135.

I тур – теоретичний. Перевірка знань конкурсантів у першому турі проводилась способом тестування. Конкурсантам пропонувалось відповісти на питання з історії зварювання, охорони праці та технології зварювання методами 111 та 135.

II тур – практичний. Конкурсантам пропонувалось виконати зварювання конструкції з трьох пластин завтовшки 10 мм із низьковуглецевої сталі марки ВСт3пс одностороннім зварним швом з пов-

ним проплавленням кореня шва двома методами зварювання: методом 135 у вертикальному положенні з двостороннім розробленням крайок під кутом 25°, методом 111 у горизонтальному положенні з односторонньою обробкою крайки під кутом 45°.

На конкурсному майданчику було розташовано вісім робочих місць із столами з пристроєм для кріплення зразків та необхідний інструмент зварника.

В якості третього методу зварювання конкурсантам пропонувалось виконати зварювання на віртуальному тренажері Soldamatic методом 135 кутового з'єднання пластин завтовшки 6 мм у нижньому положенні в один прохід, довжина шва 180 мм, рівень важкості – середній. Цей напрямок конкурсу був забезпечений компанією «Бінцель Україна» у співпраці з KSE ProfTech.

У конкурсі взяли участь майстри виробничого навчання з тридцяти восьми навчальних закладів України, з яких 24 навчальні заклади є учасниками проєкту EdUP.

Результати конкурсу:

I місце – Євген Жолобенко, Вище професійне училище №7, м. Кременчук;

II місце – Сергій Наконечний, Регіональний центр професійно-технічної освіти №1, м. Кременчук;

III місце – Віталій Лехмус, ДНЗ «Черкаське вище професійне училище будівельних технологій».

Результати конкурсу на віртуальному тренажері SOLDAMATIC:

I місце – Микола Кокотко, ДПТНЗ «Міжрегіональне вище професійне училище автомобільного транспорту та будівництва», м. Львів;

II місце – Коваль Володимир, Кам'янське вище професійне училище;

III місце – Віталій Короход, ДНЗ «Білгород-Дністровський професійний будівельний ліцей».

Генеральний спонсор конкурсу ТОВ «ПАТОН ІНТЕРНЕТШІЛ» – провідний вітчизняний виробник зварювального обладнання, м. Київ.

Олександр Воробйов,
Одеське обласне ТЗУ



Переможці конкурсу

ПІДГОТОВКА ЗВАРНИКІВ ДЛЯ СУЧАСНОГО ВИРОБНИЦТВА

Українська промисловість гостро потребує кваліфікованих зварників. Машинобудування, металообробка, будівництво, енергетика та оборонна промисловість потребують фахівців, які готові працювати на сучасному обладнанні та відповідати виробничим стандартам. Водночас сьогодні роботодавцю вже недостатньо мати кандидата, який просто має посвідчення зварника. Підприємствам потрібні спеціалісти, які розуміють виробничі процеси, володіють сучасними технологіями, працюють відповідно до вимог безпеки та можуть швидко інтегруватися у виробництво. Саме тому підходи до професійної підготовки мають змінюватися разом із потребами ринку.

Центр професійного навчання від Київської школи економіки (KSE ProfTech) реалізує дві окремі програми навчання. Перша — для людей, які хочуть опанувати професію з нуля відповідно до потреб виробництва. Друга — для практикуючих зварників, які прагнуть підвищити кваліфікацію, опанувати нові технології або розширити свої професійні компетенції.

Для новачків курс триває шість тижнів і базується передусім на практичному навчанні. Студенти працюють у сучасній навчально-виробничій майстерні, оснащеній обладнанням, максимально наближеним до того, що використовується на реальних підприємствах для процесів MMA, MIG/MAG та TIG, а також спеціалізоване устаткування для аргондугового зварювання кольорових металів.

Водночас головний акцент робиться не лише на роботі зі зварювальним апаратом. Звичайно ж, значна увага приділяється й безпеці праці під час виконання зварювальних робіт. Саме ці фактори сьогодні визначають конкурентоспроможність зварника на ринку праці.

Програма побудована за гнучким модульним принципом. Перші два тижні присвячені базовій підготовці: охороні праці, основам технології зварювання та формуванню базових практичних навичок. Далі кожен слухач рухається індивідуальною траєкторією відповідно до вимог роботодавців. Саме виробництво визначає, які методи зварювання опановує студент, з якими металами, конструкціями та товщинами матеріалів він працює під час практич-

них занять. Такий підхід дозволяє готувати не «універсального випускника», а спеціаліста, максимально адаптованого до конкретних виробничих завдань.

Для зварників із досвідом діє тижнева програма апскейлінгу (upskilling). Після технічного інтерв'ю формується індивідуальна програма відповідно до потреб підприємства. Навчання на 100 % практичне та спрямоване на швидке опанування необхідних виробничих компетенцій. Результати підтверджують ефективність цієї моделі. Від початку роботи напряму KSE ProfTech вже підготував близько 80 зварників, серед яких 24 жінки. Це показує, що професія поступово перестає бути виключно «чоловічою», а сучасні виробництва дедалі більше орієнтуються на професійні компетенції, а не на гендерні стереотипи.

Важливо, що для слухачів, які працевлаштовуються за професією, навчання є безкоштовним. Після успішного проходження курсу вони отримують номерні сертифікати, затверджені Національним агентством кваліфікацій. Для роботодавця це є додатковим підтвердженням того, що фахівець володіє компетенціями, необхідними для роботи на сучасному виробництві.

Сьогодні зварювання вже давно перестало бути ремеслом, яке можна опанувати один раз на все життя. Нові матеріали, технології, обладнання та стандарти постійно змінюють вимоги до професії. Тому безперервне навчання стає невід'ємною частиною професійного розвитку.

У найближчі роки саме кваліфіковані зварники залишатимуться одними з ключових фахівців для відбудови, модернізації та розвитку української промисловості. А якість їхньої підготовки дедалі більше визначатиме конкурентоспроможність не лише окремих підприємств, а й виробничого сектору країни загалом.

Додаткова інформація за посиланням <https://proftech.kse.ua>.

Володимир Десв — голова експертних груп із розробки програм професійної підготовки за напрямками «Технології та устаткування зварювання», «Керування верстатами з системами ЧПК», «Монтаж радіоелектронної апаратури» та «3D-моделювання і друк».



ІННОВАЦІЙНЕ ОБЛАДНАННЯ КОМПАНІЇ «ПАТОН ІНТЕРНЕТШНЛ»

Компанія ТОВ «ПАТОН ІНТЕРНЕТШНЛ» взяла участь у Міжнародному промисловому форумі 2026, який відбувся 26–28.05.2026 – одній із найважливіших подій української промисловості. Протягом трьох днів стенд компанії став місцем зустрічі фахівців зварювальної справи, представників виробничих підприємств, освітніх закладів і всіх, хто цікавиться сучасними технологіями зварювання. Відвідувачі мали можливість ознайомитися з широким асортиментом обладнання та новими розробками компанії і отримати професійні консультації від спеціалістів. Особливу увагу привернули практичні демонстрації, під час яких кожен охочий міг побачити роботу обладнання в реальних умовах та оцінити його функціональні можливості.

Новинки на виставці. Однією з головних прем'єр форуму став апарат лазерного зварювання PATON LaserPro-1200. Це багатофункціональне рішення поєднує три можливості: лазерного зварювання, різання та очищення поверхонь. Максимальна потужність апарата становить 1200 Вт. Він має сенсорне керування, живиться від однофазної мережі та оснащений надійним чотирироликівим механізмом для стабільної подачі дроту та високої якості роботи.

Також на виставці були представлені нові комплекти для зварювання серії MasterTIG — MasterTIG-200 AC/DC WK та MasterTIG-315-400V AC/DC WK. Обидві моделі призначені для професійного зварювання в режимах TIG AC/DC/MIX, MMA та TIG SPOT (COLD TIG), забезпечуючи ефективну роботу з алюмінієвими і мідними

сплавами та сталями. Дані комплекти оснащені блоком охолодження та орієнтовані на професійне (MasterTIG-200 AC/DC WK) та промислове використання (MasterTIG-315-400V AC/DC WK). Обидві моделі оснащені TFT-дисплеями для комфортного налаштування параметрів зварювання, мають усі необхідні функції для апаратів даної спеціалізації та режими, зокрема режим CLEAN, який дозволяє виконувати очищення та полірування зварних швів і поверхонь із нержавкої сталі. Крім того, апарати оснащені системою безконтактного підпалу дуги.

Ще однією новинкою став PATON TIGCleaner — компактний апарат для електрохімічного очищення та полірування нержавкої сталі. Обладнання ефективно видаляє оксиди та кольори мінливості після зварювання, відновлюючи естетичний вигляд виробів та їхню корозійну стійкість.

Серед новинок особливу увагу привернув SynerMIG-500-15-4-400V. Апарат призначений для напівавтоматичного зварювання та оснащений функцією синергетичного керування в імпульсному режимі, яка автоматично підбирає оптимальні параметри зварювання, забезпечує стабільну дугу та високу якість зварного шва. Модель також підтримує режими MMA та TIG, що робить її універсальним рішенням для широкого спектра виробничих завдань.

Оновлення популярних серій обладнання. На стенді компанії було представлено оновлений напівавтомат StandardMIG-350-400V, в якому розташування блоку подачі дроту передбачено у верхній частині конструкції, тоді як джерело живлення



PATON LaserPro-1200





PATON AirGUARD

встановлено знизу. Також у конструкції апарата з'явилося місце для встановлення балону із захисним газом, що робить апарат більш мобільним та зручним для використання в умовах виробництва.

Серед ключових переваг моделі:

- синергетичне керування в імпульсному режимі MIG/MAG;
- моноблочна конструкція;
- окремий закритий відсік для котушки зі зварювальним дротом вагою до 18 кг;

– чотирироликівий механізм подачі дроту.

Також компанія представила плазморіз StandardCUT-100-400V MAXflow. Завдяки вбудованому компресору апарат не потребує додаткового джерела стисненого повітря та забезпечує різання металів і сплавів завтовшки до 35 мм. Модель оснащена пілотною дугою, блоком безконтактного підпалу (осцилятором) та пневмосистемою з двома клапанами, що підвищує надійність і комфорт роботи користувача.

Новий напрямок — системи очищення повітря. Під час форуму компанія також презентувала AirGUARD — систему локальної витяжної вентиляції для зварювальних робіт. Дана система призначена для ефективного відведення та очищення повітря від диму, пилу, зварювальних аерозолів та інших шкідливих частинок, які утворюються під час зварювання. Використання PATON AirGUARD сприяє створенню більш безпечних і комфортних умов праці для зварників і виробничого персоналу.

Підсумки участі. Участь у XXIV Міжнародному промисловому форумі стала для ТОВ «ПАТОН ІНТЕРНЕТІОНЛ» можливістю представити новітні розробки, продемонструвати сучасні технології зварювання та зміцнити співпрацю з партнерами й замовниками. Представлені новинки підтвердили прагнення компанії розвивати інноваційні рішення для професійного та промислового застосування, а підтримка освітніх ініціатив вкотре засвідчила внесок бренду «PATON» у формування майбутнього зварювальної галузі України.

Богдан Богданов,
ТОВ «ПАТОН ІНТЕРНЕТІОНЛ»

Інноваційний помічник зварника FRONIUS VELO



Компанія ТОВ «Фроніус Україна» під час проведення XXIV Міжнародного промислового форуму (м. Київ, 26–28 травня 2026 р.) представила інноваційний помічник Fronius Velo (Velocity Assistant), розроблений для оптимізації ручного зварювання MIG/MAG. Дебют Fronius Velo відбувся під час проведення «Олімпіади зварювання» — виставки-ярмарки SCHWEISSEN & SCHNEIDEN (м. Ессен, 15–19 вересня 2025 р.). Система механічно направляє пальник, забезпечуючи ідеальну швидкість і траєкторію для отримання бездоганних рівномірних швів як на сталі, так і на алюмінії. Презентацію обладнання Fronius Velo проводив Віктор Слюта — начальник відділу

національної технічної підтримки ТОВ «Фроніус Україна», який відповів на запитання редакції журналу.

Яка кваліфікація зварника потрібна для зварювання Velo? Компанія Fronius, враховуючи як світові тенденції, так і тенденції в Україні щодо дефіциту кваліфікованого персоналу, такого як зварники, активно розвиває три напрямки: це новітнє обладнання для ефективної підготовки зварників; створення обладнання, що дозволяє виконання зварювальних завдань персоналом із меншою кваліфікацією; роботизація й автоматизація зварювальних процесів. Velo — це один із прикладів рішення для виконання якісних швів навіть

зварниками-початківцями, причому зі значно більшою продуктивністю.

Які матеріали можуть застосовуватись? Velo може з успіхом застосовуватись практично для більшості матеріалів, захисних газів і діаметрів дроту як суцільного перерізу, так і порошкових дротів (Steel, CrNi Steel, Flux cored wire, Metal cored wire, CuSi, CuAl). Тут головна вимога Velo – необхідна жорсткість додаткового дроту суцільного перерізу (Steel, CrNi Steel, CuSi, CuAl) для забезпечення швидкості переміщення пальника. Тому одне з обмежень – це алюміній та сплави на його основі.

Використовується постійний чи імпульсний струм? Постійний та імпульсний струми однаково придатні для процесу Velo. Навіть унікальний CMT процес компанії Fronius добре співпрацює з Velo.

Які шви та положення? Враховуючи, що Velo – це дуже швидкий процес, де швидкість ручного зварювання може досягати до 1,5 м/хв, рекомендовано використовувати Velo у положеннях, близьких до горизонтального: PA, PB, PC, для однопрохідного зварювання.

На скільки збільшується кількість додаткової присадки від додаткового дроту? Враховуючи, що додатковий дріт створює необхідну дистанцію (виліт електрода) між заготовкою та пальником та

є елементом, що задає постійну швидкість зварювання, його оплавлення є доволі незначним – приблизно до 3 %.

Яка продуктивність зварювання? Звичайно, значно виростає швидкість зварювання (швидкість зварювання дорівнює швидкості подачі дроту Velo), що збільшує продуктивність на 30...70 %. Але при цьому маємо ще одну додаткову перевагу, яка в подальшому впливає на продуктивність самого зварника. Це – набагато менша втомлюваність і м'язова напруга зварника, який може вести пальник навіть однією рукою з меншою концентрацією уваги на зварювальну дугу.

Яку форму зварного шва забезпечує Velo? Вигляд зварного шва майже ідеальний, сама форма може корегуватися відповідними налаштуваннями джерела живлення.

Як виглядає процес налаштування? Додатковий дріт синхронізується зі зварювальними параметрами на основі синергетичного автоматичного налаштування в апаратах TPSi / iWave. Тому процес вибору зварювальних параметрів самим зварником є дуже простим. Це – рекомендована швидкість зварювання у відповідності до дроту, матеріалу та геометричних розмірів з'єднання (наприклад, величини катету).



Віктор Слюта (ліворуч) під час презентації обладнання Fronius Velo



Пальник Fronius Velo з додатковим жорстким дротом суцільного перерізу

СВІТОВИЙ ГІГАНТ ЗВАРЮВАЛЬНОГО ОБЛАДНАННЯ АОТАІ НА РИНКУ УКРАЇНИ



Головний офіс компанії AOTAI Electric

Компанія AOTAI Electric є провідним виробником інверторного зварювального обладнання, а також інверторів для сонячної енергетики в Китаї. Компанія AOTAI була заснована кількома професорами та аспірантами з Шаньдунського університету у 1993 р. З моменту свого заснування AOTAI впроваджує інноваційні технології, які забезпечують технологічний прорив у своїй галузі. У AOTAI працює команда захоплених і досвідчених інженерів, більшість із яких мають наукові ступені та багатий досвід. Саме ці люди створили основну інте-

лектуальну власність компанії. Досягнувши успіху на китайському ринку, AOTAI почала освоювати світовий ринок у 2006 р. Маючи партнерів у понад 128 країнах, бренд AOTAI стає відомим дедалі більшій кількості людей в усьому світі, як у галузі зварювання, так і в галузі сонячної енергетики.

Під час проведення XXIV Міжнародного промислового форуму (м. Київ, 26–28 травня 2026 р.) компанія ТОВ «ВТЦ» — ексклюзивний представник корпорації AOTAI в Україні представила передові інверторні зварювальні системи та роботизовані зварювальні комплекси бренду AOTAI. Щоб дізнатися більше про секрет успіху цього обладнання, редакція журналу «Автоматичне зварювання» запросила до розмови менеджера з продукту AOTAI Віту Миколаївну Седун, яка відповіла на запитання редакції.

Ваш стенд сьогодні — один із популярних на виставці. Як ви оцінюєте активність українських підприємств цього року? Дійсно, активність перевершила всі наші очікування. Ми бачимо, що українська промисловість не просто працює, вона активно модернізується. На нашому стенді представлені як флагманські ручні напівавтомати, так і роботизовані зварювальні комірки з коботами. Інженери та власники заводів приходять до нас із конкретними завданнями: як зварити швидше, глибше та без браку. І обладнання AOTAI дає їм ці відповіді.



Експозиція AOTAI на виставці

Вузкі спеціалісти чудово знають бренд АОТАІ. Але для широкого загалу розкажіть про світовий масштаб цієї корпорації. Як їм вдалося досягти такого лідерства? Історія АОТАІ — це історія інженерного генія. Компанія розпочинала як розробник передових інверторних платформ і завдяки потужним науково-дослідним центрам швидко вирвалася вперед. Сьогодні це — світовий гігант. Обладнання АОТАІ зварює нафтопроводи, працює на верфях, де будують океанські судна, та на заводах авіакосмічної галузі по всій планеті. Але найголовніший показник їхньої фінансової стабільності та довіри у світі — це успішний вихід компанії на міжнародні фондові біржі. Статус публічної компанії підтверджує абсолютну прозорість бізнесу, колосальні обсяги виробництва та найвищий рівень технологічного менеджменту. Це — вища ліга світових виробників.

Як давно український ринок має доступ до цих технологій? Яка ваша роль як представника? Наша компанія ТОВ «ВТЦ» є офіційним та ексклюзивним постачальником бренду АОТАІ в Україні вже понад 6 років. Ми не просто імпортери, ми — технологічний партнер. За ці роки ми здійснили численні продажі та впровадження: від невеликих приватних майстерень до підприємств-гігантів оборонного та машинобудівного комплексів України. Наші фахівці знають кожен гвинтик цього обладнання.



Інформаційний центр ТОВ «ВТЦ» на стенді — безперервні професійні консультації та підбір оптимальних рішень для відвідувачів виставки

Головний біль будь-якого головного зварника — це сервіс та наявність запчастин. Як ви вирішуєте це питання в нинішніх умовах? Ми чудово розуміємо, що зупинка виробництва — це колосальні збитки для клієнта. Тому ТОВ «ВТЦ» інвестувало у створення великих складів у м. Києві. У нас завжди в наявності як самі апарати, так і величезний запас оригінальних комплектуючих і витратних матеріалів. Крім того, ми здійснюємо повний цикл гарантійного та післягарантійного сервісного обслуговування. Наші сертифіковані інженери оперативно реагують на будь-які запити. Клієнт ніколи не залишається сам на сам із проблемою.

Часто підприємства не впевнені, чи підійде нове обладнання під їхні специфічні задачі. Чи є можливість протестувати АОТАІ до покупки? Абсолютно! Це є однією з наших головних конкурентних переваг. У м. Києві функціонує наш великий демонстраційний зал. Туди можна приїхати зі своїми зразками металу та зварниками, щоб провести повноцінні краш-тести обладнання. Більше того, ми пропонуємо унікальну опцію — виїзд на завод замовника. Наша команда технологів разом із демонстраційним апаратом приїжджає прямо в цех до клієнта. Ми підключаємося до цехової мережі, налаштовуємо режими під реальні вироби і наочно демонструємо, як АОТАІ закриває їхні виробничі задачі. Це знімає будь-які питання.

Дивлячись на вашу команду сьогодні, відчувається велика впевненість у продукті. Це правда. Коли ти представляєш світового лідера, чий апарат зварюють ідеально, працювати дуже легко. Ми запрошуємо всі підприємства України долучитися до сім'ї АОТАІ. ТОВ «ВТЦ» гарантує європейський рівень сервісу та технологічну підтримку на кожному етапі!



Команда експертів ТОВ «ВТЦ» — надійний партнер у світі сучасного зварювання