

З АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ

10
2023

Автоматическая сварка

Automatic Welding

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Published 12 times per year since 1948

ЗМІСТ

ДУГОВЕ ЗВАРЮВАННЯ ТА НАПЛАВЛЕННЯ

Гайворонський О.А., Позняков В.Д., Жданов С.Л., Завдовеев А.В., Максименко А.О., Денисенко А.М. Структура і властивості зварних з'єднань сталі 13ХГМРБ при імпульсно-дуговому зварюванні 3

Максимов С.Ю., Фадеева Г.В., Радзієвська А.А., Васильєв Д.В. Особливості зварювання дуплексних нержавіючих сталей при мокрому підводному зварюванні в порівнянні зі зварюванням на повітрі (Огляд) 10

Моравецький С.І., Царюк А.К., Скульський В.Ю., Німко М.О. Технологічні умови зварювання теплостійких низьколегованих сталей покритими електродами 19

Соловйов В.Г., Ланкін Ю.М., Романова І.Ю. Використання нейронних мереж для контролю та керування режимами дугового наплавлення порошковими дротами 30

ПРОМЕНЕВІ ТЕХНОЛОГІЇ

Нестеренков В.М., Хрипко К.С., Лук'янов В.В., Сисоєв М.О., Чернявський В.В. Технологія та обладнання для електронно-променевого спікання твердосплавних заготовок 37

3D ДРУК

Соколовський М.В., Бернацький А.В., Шамсутдінова Н.О., Юрченко Ю.В., Данилейко О.О. Адитивне виготовлення конструктивних елементів на тонкостінній основі: виклики та труднощі (Огляд) 45

СВС-ПРОЦЕС

Устїнов А.І., Кулініч М.В., Косинцев С.Г. Вплив теплових контактів на нагрів алюмінієвих пластин у нестационарних умовах розігріву за допомогою СВС-процесу 53

ЗАХИСНІ ПОКРИТТЯ

Грищенко О.П., Вігілянська Н.В., Бурлаченко О.М., Ц. Сендеровскі, Горбань В.Ф. Дослідження впливу тривалості часу механохімічного синтезу наноструктурного порошку (Fe, Ti)₃Al на характеристики плазмових покриттів 60

ІНФОРМАЦІЯ

Fronius допомагає клієнтам розкрити свій зварювальний потенціал 66

CONTENT

ARC WELDING AND SURFACING

Haivoronskyi O.A., Poznyakov V.D., Zhdanov S.L., Zavdoveev A.V., Maksymenko A.O., Denysenko A.M. Structure and properties of welded joints of 13KhGMRB steel in pulsed-arc welding 3

Maksymov S.Yu., Fadejeva G.V., Radzijevska A.A., Vasylyjev D.V. Features of welding duplex stainless steels in wet underwater welding in comparison with welding in air (Review) 10

Moravetskyi S.I., Tsaryuk A.K., Skulskyi V.Iu., Nimko M.O. Technological conditions of coated electrode welding of heat-resistant low-alloy steels 19

Soloviov V.G., Lankin Yu.M., Romanova I.Yu. Application of neural networks for monitoring and control of the modes of flux-cored wire arc surfacing 30

BEAM TECHNOLOGIES

Nesterenkov V.M., Khrypko K.S., Lukyanov V.V., Sysoev M.O., Chernyavsky V.V. Technology and equipment for electron beam sintering of hard-alloy billets 37

3D PRINTING

Sokolovsky M.V., Bernatsky A.V., Shamsutdinova N.O., Yurchenko Yu.V., Danileiko O.O. Additive manufacturing of structural elements on a thin-walled base: challenges and difficulties (Review) 45

SHS-PROCESS

Ustinov A.I., Kulinich M.V., Kosintsev S.G. Influence of thermal contacts on heating aluminium plates under non-stationary heating conditions, using the SHS-process 53

PROTECTIVE COATINGS

Gryshchenko O.P., Vihilianska N.V., Burlachenko O.M., C. Cenderovsksi, Gorban V.F. Studying the impact of duration of technochemical synthesis of nanostructure (Fe, Ti)₃Al powder on characteristics of plasma coatings 60

INFORMATION

Fronius unleashes customers' welding potential 66



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



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

Автоматичне зварювання Автоматическая сварка Automatic Welding

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ:
І.В. Кривцун (головний редактор),
В.М. Ліподаєв (штатний заст. гол. ред.)
О.М. Берднікова, В.В. Книш,
В.М. Коржик, Ю.М. Ланкін,
Л.М. Лобанов, С.Ю. Максимов,
О.В. Махненко, М.О. Пашчин,
В.Д. Позняков, І.О. Рябцев;
В.В. Дмитрик, НТУ «ХПІ», Харків;
В.В. Квасницький, Є.П. Чвертко,
НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ;
М.М. Студент, Фізико-механічний інститут
ім. Г.В. Карпенка НАНУ, Львів;
М. Зініград, Аріельський університет, Ізраїль;
У. Райсген, Інститут зварювання та з'єднань,
Аахен, Німеччина;
Виконавчий директор – О.Т. Зельніченко, Міжнародна
Асоціація «Зварювання», Київ

Засновники

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

Адреса

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

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

Рекомендовано до друку
редакційною колегією журналу

Свідоцтво про державну
реєстрацію KB 4788 від 09.01.2001

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

Передплата 2024

Передплатний індекс 70031.
6 випусків на рік (видається раз на два місяці).
Друкована версія: 1800 грн. за річний комплект
з урахуванням доставки рекомендованою банделлою.
Електронна версія: 1800 грн. за річний комплект
(випуски журналу надсилаються електронною поштою
у форматі .pdf або для IP-адреси комп'ютера
передплатника надається доступ до архіву журналу).
Передплата можлива на попередні випуски за будь-який рік.
Статті з журналу «Автоматичне зварювання» вибірково
перевідаються англійською мовою в журналі
«The Paton Welding Journal»:
www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

За зміст рекламних матеріалів
видавець відповідальності не несе.

EDITORIAL BOARD

Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU:
I.V. Krivtsun (Editor-in-Chief),
V.M. Lipodaev (Staff Deputy Editor-in-Chief)
O.M. Berdnikova, V.V. Knysh,
V.M. Korzhyk, Yu.M. Lankin,
L.M. Lobanov, S.Yu. Maksimov,
O.V. Makhnenko, M.O. Pashchin,
V.D. Poznyakov, I.O. Ryabtsev;
V.V. Dmitrik, NTU «Kharkiv Polytechnic Institute», Kharkiv;
V.V. Kvasnytskyi, E.P. Chvertko, NTUU «Igor Sykorsky
Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv;
M.M. Student, Karpenko Physico-Mechanical Institute
of NASU, Lviv;
M. Zinigrad, Ariel University, Israel;
U. Reisgen, Welding and Joining Institute, Aachen, Germany;
Executive Director – O.T. Zelnichenko,
International Association «Welding», Kyiv, Ukraine

Founders

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

Address

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

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

Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020.

Recommended for printing Editorial Board of the Journal

Certificate of state registration
of KV 4788 dated 09.01.2001
ISSN 0005-111X
DOI: <http://dx.doi.org/10.37434/as>

Subscription 2024

Subscription index 70031.
6 issues per year, back issues available.
\$192, subscriptions for the printed (hard copy) version,
air postage and packaging included.
\$156, subscriptions for the electronic version
(sending issues of Journal in pdf format
or providing access to IP addresses).
Subscription is possible for previous issues for any year.

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

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

Підписано до друку 17.10.2023.
Формат 60×84/8. Офсетний друк. Ум. друк. арк. 7,92
Друк ТОВ «ДІА».
03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СТАЛІ 13ХГМРБ ПРИ ІМПУЛЬСНО-ДУГОВОМУ ЗВАРЮВАННІ

О.А. Гайворонський, В.Д. Позняков, С.Л. Жданов, А.В. Завдовєєв, А.О. Максименко, А.М. Денисенко

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

Наведено результати досліджень щодо формування структури в металі швів і зони термічного впливу (ЗТВ) низьколегованої термічно зміцненої сталі 13ХГМРБ при імпульсно-дуговому зварюванні, змін механічних властивостей та коефіцієнту інтенсивності напружень при крихкому руйнуванні, а також опірності з'єднань утворенню холодних тріщин та тріщин втоми. Встановлено, що в порівнянні з дуговим зварюванням стаціонарною дугою при імпульсно-дуговому зварюванні в структурі металу швів та ЗТВ з'єднань утворюється більша кількість гартівних структур бейніту та мартенситу. Визначено, що незалежно від способу зварювання, показники міцності ($\sigma_{0,2}$ і σ_B) та пластичності (δ_5 і ψ) металів знаходяться приблизно на одному рівні в той час як їх здатність опиратися ударним навантаженням, особливо при температурі випробувань -40 °С, у разі застосування імпульсно-дугового зварювання зростає. Зокрема встановлено, що показники ударної в'язкості металу ЗТВ зварних з'єднань, виконаних з використанням імпульсно-дугового зварювання, на 30 % вищі у порівнянні з дуговим зварюванням і становлять 108 Дж/см². Тобто холодостійкість металу шву явно підвищується. Опірність крихкому руйнуванню металів шву та ЗТВ знаходяться на достатньо високому рівні ($Kq \geq 84$ МПа $\sqrt{м}$). Встановлено також, що у зв'язку із збільшенням в металі ЗТВ зварних з'єднань, виконаних з використанням імпульсно-дугового зварювання гартівних структур, для уникнення утворення в них холодних тріщин температуру попереднього підігріву необхідно збільшувати з 90 до 120 °С. Натомість такі зварні з'єднання мають більш високий опір утворенню тріщин втоми при циклічному навантаженні вигином. Бібліогр. 18, табл. 1, рис. 7.

Ключові слова: низьколегована термічно зміцнена сталь, імпульсно-дугове зварювання, метал шва, ЗТВ, структура, механічні властивості, холодні тріщини, крихке руйнування, опір втоми

При виготовленні відповідальних металоконструкцій в різних галузях промисловості, як то цивільному будівництві, машинобудуванні, мостобудуванні тощо, все більшого застосування знаходять низьколеговані термічно зміцнені сталі класу С690 з $\sigma_{0,2} = 580 \dots 750$ МПа. Це дозволяє суттєво збільшити навантаження на об'єкти будівництва та подовжити їх ресурс експлуатації. Безпечність експлуатації таких конструкцій здебільше визначається якістю виконання зварних з'єднань, які повинні відповідати вимогам рівномірності, холодостійкості, мати достатньо високий опір крихкому і втомному руйнуванню. Слід також зазначити, що труднощі при зварюванні низьколегованих високоміцних сталей з $\sigma_{0,2} = 580 \dots 750$ МПа пов'язані з необхідністю запобігання можливості утворення в металах шву і ЗТВ холодних тріщин, що визначається формуванням гартівних структур [1, 2]. Вирішення даних завдань ускладнюється умовою, відповідно до якої необхідні показники службових і технологічних властивостей зварні з'єднання повинні мати після зварювання без додаткової термічної обробки. Це особливо важливо при зварюванні термічно зміцнених сталей, на структуру та властивості зварних з'єднань яких суттєво впливають характерні для дугового зварювання параметри нагріву і охолодження. Типо-

вим представником даного класу сталей є низьколегована термічно зміцнена сталь 13ХГМРБ. Саме стосовно з'єднань цієї сталі, зварювання якої виконувалося з використанням традиційних дугових процесів, в технічній літературі мається достатньо інформації щодо впливу технологічних режимів зварювання на структуру, механічні властивості та здатність зварних з'єднань чинити опір утворенню холодних тріщин.

Слід зазначити, що останнім часом, у світовій практиці при виготовленні зварних конструкцій знаходить все більш широке використання імпульсно-дугові процеси зварювання. Імпульсно-дугове зварювання (ІДЗ) характеризується періодично змінюваною потужністю дуги [3, 4–8], що дозволяє вирішувати складні технологічні питання при виготовленні унікальних конструкцій та збільшувати продуктивність процесів зварювання. При ІДЗ розширюються можливості управління процесами плавлення і переносу електродного металу, перемішуванням розплавленого металу, а також з'являється можливість у регулюванні властивостями і розмірами металу шву та ЗТВ зварних з'єднань. При цьому поліпшується формування з'єднань при виконанні їх в різних просторових положеннях при забезпеченні плавних переходів від шву до основного металу [9–16]. В

Гайворонський О.А. – <https://orcid.org/0000-0002-5922-5541>, Позняков В.Д. – <https://orcid.org/0000-0001-8581-3526>, Жданов С.Л. – <https://orcid.org/0003-3570-895X>, Завдовєєв А.В. <https://orcid.org/0000-0003-2811-0765>

© О.А. Гайворонський, В.Д. Позняков, С.Л. Жданов, А.В. Завдовєєв, А.О. Максименко, А.М. Денисенко, 2023

той же час в технічній літературі недостатньо висвітлена інформація щодо впливу особливостей процесу імпульсно-дугового зварювання на формування структури, механічні властивості зварних з'єднань із схильних до гартування високоміцних сталей та їх здатності опиратися утворенню холодних тріщин.

З огляду на це, метою роботи було отримання порівняльних результатів випробувань при визначенні впливу способу зварювання, а саме ІДЗ, на структуру металів швів та ЗТВ зварних з'єднань низьколегованої термічно зміцненої сталі 13ХГМРБ, зміну механічних властивостей, на опірність з'єднань крихкому руйнуванню, утворенню холодних тріщин та тріщин втоми, що має певне наукове та практичне значення.

Методика досліджень. Об'єктом досліджень були зварні з'єднання високоміцної низьколегованої сталі 13ХГМРБ наступного хімічного складу, %: 0,13 С; 0,31 Si; 1,71 Mn; 0,96 Cr; 0,45 Mo; 0,03 Ni; 0,046 Nb; 0,002 В, 0,01 S та 0,015 Р, які отримували при механізованому зварюванні стаціонарною дугою (базовий варіант), при зварюванні на пульсуючому режимі модульованим током (для порівняння) та при ІДЗ (досліджуваний процес).

В якості джерела живлення використовувалася випрямляч інверторного типу марки EWM Phoenix Pulse 500, який забезпечує різну частоту проходження імпульсів при імпульсно-дуговому зварюванні. Механізоване зварювання у суміші захисних газів (82%Ar + 18% CO₂) з'єднань сталі 13ХГМРБ товщиною 20 мм з V-подібним розкриттям кромки виконували дротом суцільного перерізу Св-10ХН2ГСМФТЮ діаметром 1,2 мм. Зварювання з використанням традиційного процесу стаціонарною дугою виконували режимі: $I_{зв} = 180...200$ А, $U_d = 26$ В, $V_{зв} = 15...18$ м/год. Режим зварювання пульсуючою дугою: струм імпульсу $I_A = 220$ А, струм паузи $I_B = 80 \% \times I_A$, $U_d = 26...27$ В, скважність 0,5, частота 1,33 Гц. При ІДЗ режим був наступним: $I_{сп} = 220...240$ А, $U_d = 26...28$ В, $V_{зв} = 14...21$ м/год (струм у імпульсі $I_{max} = 450$ А, струм у паузі $I_{min} = 120...165$ А, скважність 0,33...0,36, частота 120...150 Гц) [17, 18].

Металографічні дослідження виконували з використанням світлового мікроскопу «Neophot-32» та скануючого електронного мікроскопу MIRA 3 LMU (Tescan). При дослідженні використовувались детектор вторинних електронів (позначення SE на електронному знімку) та детектор пружно відбитих електронів (позначення BSE). Мікротвердість окремих структурних складових і інтегральну твердість металу вимірювали на твердомірі М-400 фірми «LECO» при навантаженні 100 г (HV). Зразки для металографічних досліджень підготовлювали за стандартними методи-

ками зі застосуванням алмазних паст різної дисперсності, виявлення мікроструктури виконували методом хімічного травлення у 4%-ному спиртовому розчині азотної кислоти.

Для проведення випробувань механічних властивостей металів шву та ЗТВ зварних з'єднань виготовляли стандартні зразки для випробувань на статичний розтяг та ударний згин (зразки відповідно типу II та IX до ГОСТ 6996-96)*. За результатами проведених випробувань оцінювали вплив способу зварювання на зміну показників міцності (σ_T і σ_B), пластичності (δ_5 і ψ) та ударної в'язкості (KCV).

Здатність металу опиратися крихкому руйнуванню визначали з використанням підходів з механіки руйнування, згідно яких використовували зразки товщиною 10 мм з наведеною тріщиною втоми в вершині надрізу попередньо вирізані із зварних з'єднань. Потім при статичному навантаженні вигином визначали критичний коефіцієнт інтенсивності напружень Kq . Для визначення значень критичного коефіцієнта інтенсивності напруження використовували методику відповідно роботи [13]. При цьому приймали до уваги встановлену раніше залежність, що при підвищенні значень Kq чутливість до концентрації напружень знижується і опірність металу крихкому руйнуванню підвищується, або навпаки, при зниженні коефіцієнту опірність знижується.

Оцінку опору утворенню холодних тріщин виконували за допомогою стикової технологічної проби Теккен. В якості критерію випробувань приймали температуру попереднього підігріву, при якій тріщини в металі шву або в ЗТВ зварних з'єднань не утворювалися.

Випробування на втоми проводили на зразках таврових зварних з'єднань завтовшки 12 мм при їх циклічному навантаженні вигином. Зварні з'єднання навантажували з частотою 14 Гц при напруженнях симетричного циклу рівнем 30, 35 та 35 МПа. Для випробувань використовували машину УМП-1. Під час випробувань фіксували кількість циклів, при яких відбувалось утворення тріщини втоми критичної довжини (3 мм) та напруження, при якому зразок залишався неушкодженим після $2,1 \cdot 10^6$ циклів навантаження.

Результати роботи та їх обговорення. За результатами досліджень механічних властивостей встановлено, що показники статичної міцності зварних з'єднань, виконаних з використанням зазначених вище дугових процесів зварювання майже співставні (рис. 1, а). А саме, границя текучості металу швів зварних з'єднань знаходиться в діапазоні $\sigma_{0,2} = 713...740$ МПа. При цьому менші значення характерні для стаціонарного процесу,

* У випробуванні зразків приймав участь В.А. Яшук

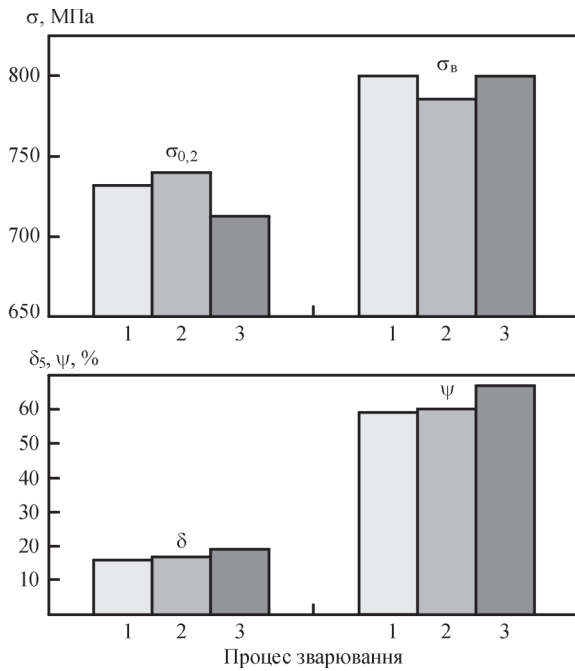


Рис. 1. Механічні властивості металу швів зварних з'єднань сталі 13ХГМРБ: 1 – пульсуюча дуга; 2 – ІДЗ; 3 – стаціонарна дуга

а більш високі – для ІДЗ. Така ж тенденція спостерігається і для показників тимчасового опору металу швів на розрив – $\sigma_b = 786 \dots 800$ МПа. Для зазначених вище способів зварювання несуттєво відрізняються також і показники пластичності (рис. 1, б). Так, показники відносного видовження металу швів зварних з'єднань знаходяться в межах $\delta_5 = 16 \dots 19$ %, а відносного звуження – $\psi = 59 \dots 67$ %. На відміну від показників міцності та пластичності, вплив процесу зварювання на величину ударної в'язкості як металу швів, так і ЗТВ зварних з'єднань є більш суттєвим та неоднозначним (рис. 2).

Що стосується показників ударної в'язкості металу швів, то при температурі випробувань 20°C найвищі значення $KCV_{+20} = 133$ Дж/см² характерні для стаціонарного процесу. При зварюванні пульсуючою дугою та при ІДЗ вони зменшуються відповідно до 117 і 96 Дж/см². Така ж тенденція щодо зменшення показників KCV металу швів зберігається і у разі випробування зразків

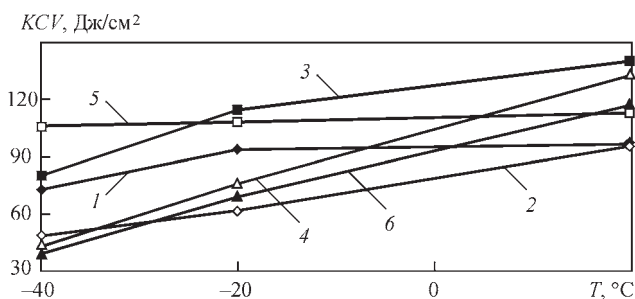


Рис. 2. Ударна в'язкість металу швів і ЗТВ зварних з'єднань сталі 13ХГМРБ при різних температур випробувань T : ■ – ЗТВ, ▲ – шов; 1, 2 – стаціонарна дуга, 3, 4 – пульсуюча дуга, 5, 6 – ІДЗ

при температурі -20°C . У даному разі показники ударної в'язкості металу швів зварних з'єднань, виконаних відповідно дугою, яка горить стаціонарно, пульсуючою дугою та при ІДЗ становлять 79, 69 та 62 Дж/см². Натомість у разі, коли зразки випробовувалися при температурі мінус 40°C , суттєвих розбіжностей між показниками KCV металу швів досліджених зварних з'єднань не спостерігається. Вони майже однакові і знаходяться в діапазоні 43...49 Дж/см². Слід зазначити, що не зважаючи на зменшення ударної в'язкості характерному для імпульсних процесів зварювання, вони залишаються на високому рівні і відповідають вимогам нормативних документів до ударної в'язкості сталі 13ХГМРБ ($KCV_{-40} \geq 39$ Дж/см²).

Деякі інші закономірності щодо зміни показників ударної в'язкості властиві для металу ЗТВ зварних з'єднань (рис. 2). Як і при дослідженні зразків з надрізом по металу шва, найвищі показники при температурі випробувань 20°C рівнем 150 Дж/см² характерні для стаціонарного процесу зварювання, для пульсуючої дуги 97 та 113 Дж/см² при ІДЗ. При температурі випробувань -20°C тенденція щодо зменшення показників холодостійкості починає змінюватися. Різниця між показниками KCV суттєво скорочується і вони становлять відповідно 113, 94 та 108 Дж/см². При температурі випробувань -40°C різниці між показниками ударної в'язкості металу ЗТВ зварних з'єднань, виконаних з використанням стаціонарного процесу зварювання та зварювання пульсуючою дугою майже не спостерігається. Для цих процесів зварювання характерні значення ударної в'язкості знаходяться в межах від 73 до 79 Дж/см². Значно вищі вони та до того ж такі, що знаходяться на рівні значень ударної в'язкості зразків, які випробовувались при температурі -20°C ($KCV_{-40} = 108$ Дж/см²), характерні для металу ЗТВ зварних з'єднань, виконаних з використанням ІДЗ. Тобто холодостійкість металу ЗТВ знань, виконаних з застосуванням ІДЗ явно підвищується.

Щодо результатів досліджень зразків, випробування яких виконувалося з використанням силового критерію механіки руйнування, то при їх проведенні суттєвих розбіжностей у показниках Kq не виявлено. У всіх випадках опірність крихкому руйнуванню металів швів та ЗТВ зварних з'єднань знаходиться на високому рівні (рис. 3). Встановлено, що метал швів зварних з'єднань сталі 13ХГМРБ, виконаних як ІДЗ, так і зварюванням пульсуючою дугою в досліджуваному діапазоні температур має приблизно однакові показники Kq . При температурі випробувань 20°C він становить 94,6...95,6 при -20°C – 88...89,1 та при -40°C 84,7...85,8 МПа $\sqrt{\text{м}}$ (рис. 3, а, в). Також достатньо високий опір крихкому руйнуванню має і метал

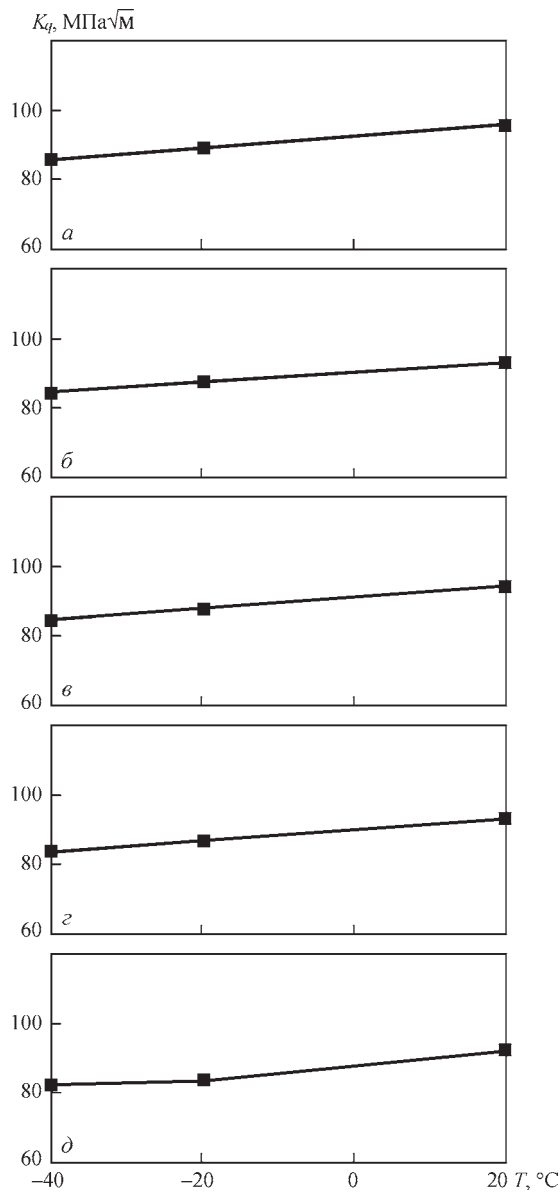


Рис. 3. Опірність крихкому руйнуванню металу швів (а, в) і ЗТВ (б, г) зварних з'єднань сталі 13ХГМРБ при ІДЗ (а, б) та зварюванням пульсуючою дугою (в, г) та стаціонарною дугою (д)

ЗТВ, а саме коефіцієнт інтенсивності напружень в залежності від температури іспитів змінюється в діапазоні 84,2...92,7 МПа√м. Слід також відмітити,

що в порівнянні зі зварюванням стаціонарною дугою показники опірності практично не змінилися.

Зазначені відмінності, особливо показників ударної в'язкості при низькій температурі, в залежності від способу зварювання пов'язані зі змінами фазово-структурного складу металу. Структура сталі 13ХГМРБ являє собою структуру відпущеного бейніту, в основному нижнього, з твердістю 253...264 HV (рис. 4). Структура верхнього шару шва при зварюванні стаціонарною дугою складається в основному з дрібнозернистого сорбіту (рис. 5, а, б) з вузькими тонкими виділеннями доєвтектоїдного фериту по межах литих кристалів. Твердість сорбіту становить 274 HV. В ділянці крупного зерна ЗТВ спостерігаються суміш верхнього і нижнього бейніту з твердістю 383 HV. На ділянці дрібного зерна і на ділянці неповної перікристалізації спостерігається подрібнення зерна і падіння твердості від 309 до 236...253 HV.

При ІДЗ структура верхнього шару шва складається з суміші верхнього та переважно нижнього бейніту (рис. 5, в, г). Твердість такої структури знаходиться в межах 317...336 HV. По границям литих кристалів, подібно як і при стаціонарному процесі, спостерігаються дуже тонкі виділення доєвтектоїдного фериту. На ділянці крупного зерна ЗТВ спостерігається мартенситна структура з твердістю 446...488 HV. На ділянці дрібного зерна і ділянці неповної перекристалізації ЗТВ розміри зерен стають меншими, а твердість знижується до 285 HV.

Структура верхнього шару шва зразка, виконаного пульсуючою дугою, складається з суміші верхнього та нижнього бейніту з твердістю від 262 до 314 HV (рис. 5, д, е). По ділянках литих кристалів також, як і в попередніх випадках, видно тонкі виділення доєвтектоїдного фериту. В ділянці крупного зерна в ЗТВ спостерігається в основному суміш верхнього і нижнього бейніту з твердістю до 383 HV і невеликі ділянки мартенситу (401 HV). На ділянках дрібного зерна та неповної перекристалізації в ЗТВ спостерігається подрібнення зерна і падіння твердості до 366 HV.

Таким чином встановлено, що попри зміні процесу зварювання від стаціонарного до пульсуючо-

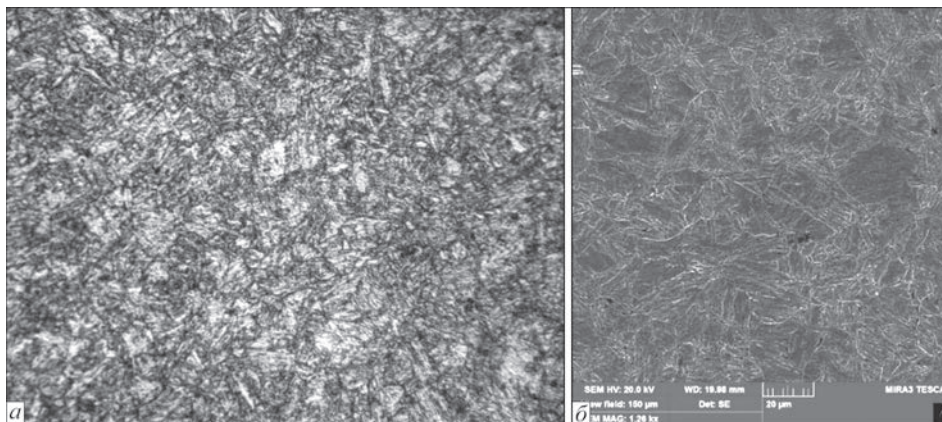


Рис. 4. Структура сталі 13ХГМРБ: а – оптична мікроскопія при $\times 500$ (зменшено в 2 рази); б – СЕМ

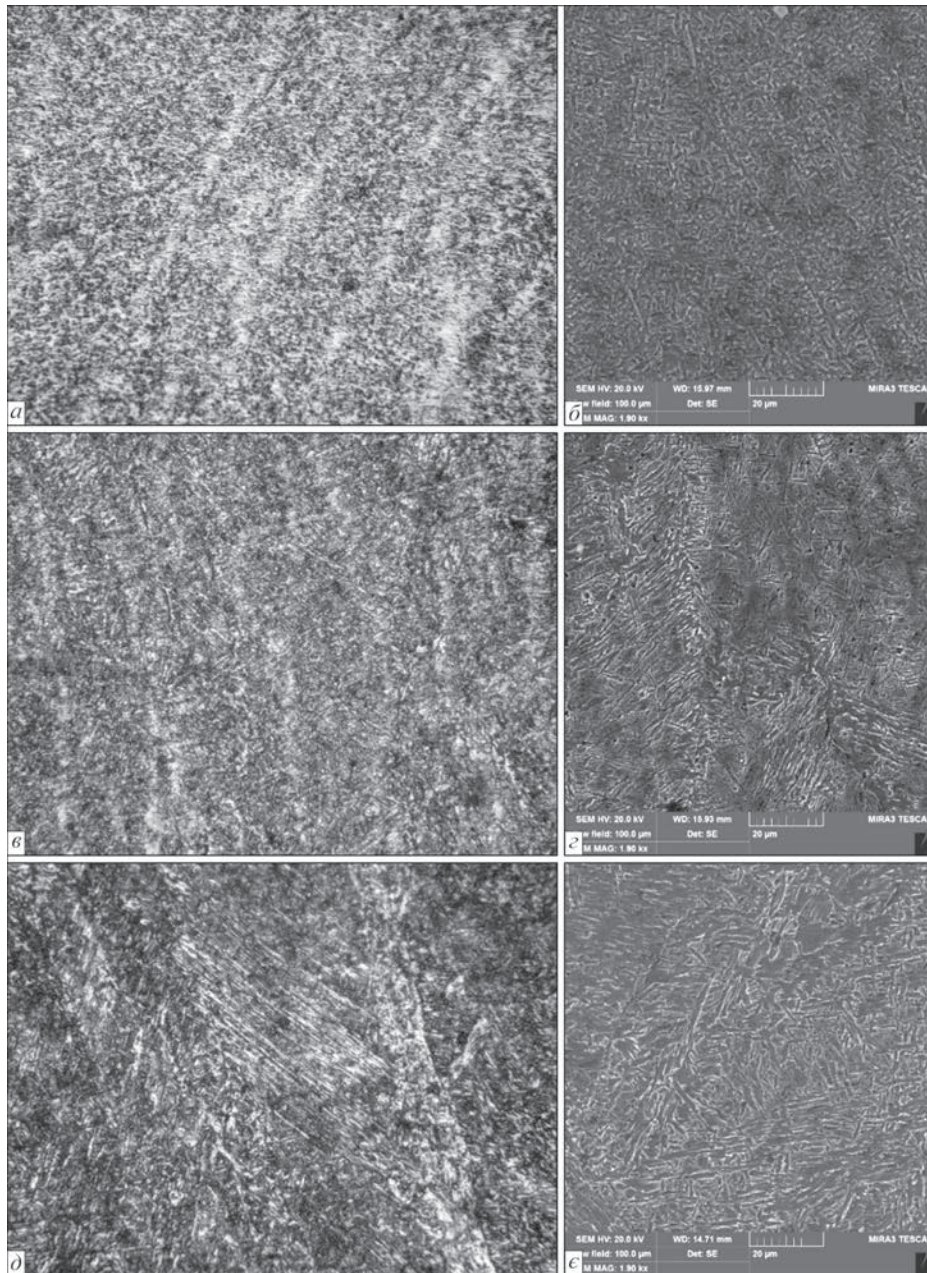


Рис. 5. Структура верхнього шару шва при зварюванні стаціонарною дугою (а, б), при ІДЗ (в, г) та пульсуючою дугою (д, е): а, в, д – оптична мікроскопія при $\times 500$ (зменшено в 2 рази); б, г, е – СЕМ

го та ІДЗ відбуваються певні зміни і у формуванні структур в металі швів та ЗТВ зварних з'єднань. На відміну від металу швів зварних з'єднань, виконаних з використанням дуги, яка горить стаціонарно та в якому формується переважно структура, що складається з сорбіту, в металі швів, з'єднань виконаних зварюванням пульсуючою дугою та ІДЗ, формується верхній та нижній бейніт. Відбулися при цьому зміни і в структурі металу ЗТВ зварних з'єднань. Визначено, що на відміну від металу ЗТВ зварних з'єднань, виконаних з використанням дуги, що горить стаціонарно, і в якому сформувалась бейнітна структура, при пульсуючому процесі зварювання в металі ЗТВ спостерігаються незначні ділянки, які містять мартенсит, при ІДЗ на ділянці перегріву ЗТВ формується виключно мартенситна структура підвищеної твердості.

Очевидно саме з цим пов'язаний той факт, що для запобігання утворення в зварних з'єднаннях сталі 13ХГМРБ холодних тріщин, необхідно підвищувати температуру їх попереднього підігріву. Про це свідчать результати нижче наведених досліджень узагальнені результати яких наведено у таблиці, а типові макрошліфи з проб Теккен на рис. 6.

Як видно із наведеного матеріалу, при традиційному зварювання з використанням дуги, що горить стаціонарно, температура попереднього підігріву (ТП) проб Теккен, яка дозволяє уникнути утворення в них холодних тріщин має бути не меншою ніж $90\text{ }^{\circ}\text{C}$. Стосовно проб Теккен зварювання яких виконувалося ІДЗ такого результату можливо досягти за рахунок підвищення температури попереднього підігріву проб до $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 6, б, в).

Наявність холодних тріщин (ХТ) та глибина їх розвитку у перерізі з'єднань (%) при ІДЗ низьколегованих термоміцних сталей

Марка сталі	Спосіб зварювання	Температура попереднього підігріву $T_n, ^\circ\text{C}$			
		20	60	90	120
13ХГМРБ	Стационарний	ХТ (100 %)	ХТ (50 %)	Відсутні	–
	ІДЗ	ХТ (100 %)	–	ХТ (до 30 %)	Відсутні

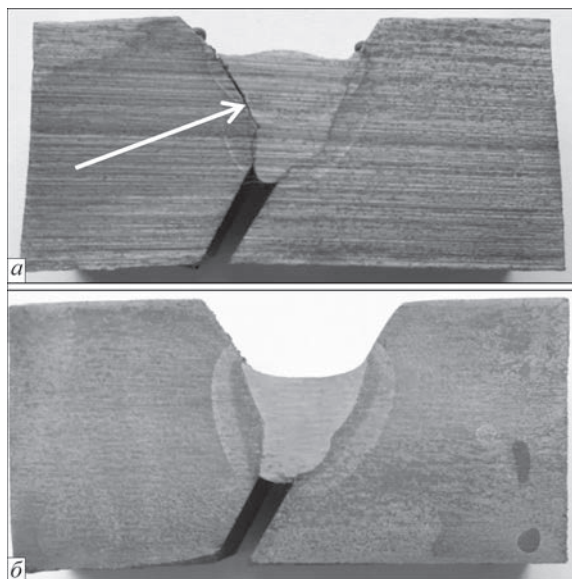


Рис. 6. Макрошліфи проб Теккен зварних з'єднань сталі 13ХГМРБ, виконаних ІДЗ: *a* – без попереднього підігріву; *b* – $T_n = 120\text{ }^\circ\text{C}$

Враховуючи результати вище наведених досліджень в подальшому при зварюванні таврових зразків сталі 13ХГМРБ з яких виготовлялись зразки для випробувань на циклічну довговічність застосовувався попередній підігрів зварних з'єднань до температури 120 °С, яку підтримували за рахунок автопідігріву. Приварювання ребер до пластин сталі виконували з повним проваром і катетом 12 мм. Узагальнені результати випробувань наведено на рис. 7.

Встановлено, що за умов випробувань при напруженні циклу 30 МПа при обох способах зварювання тріщини втоми в зварних з'єднаннях не утворюються навіть після $2 \cdot 10^6$ циклів навантаження. Натомість, при напруженні 35 МПа, тріщини втоми критичної довжини (3 мм) виявили в місцях переходу від шву до основного металу, як при стаціонарному процесі зварювання, так і при

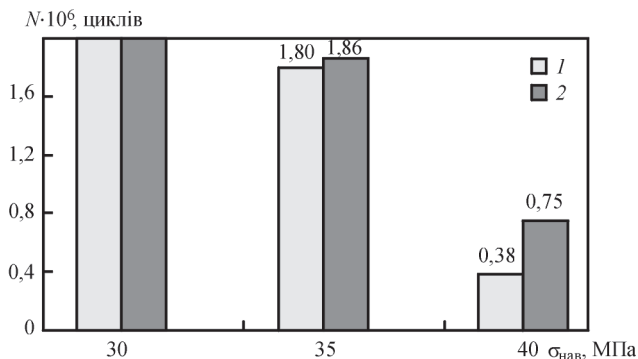


Рис. 7. Опірність утворенню тріщин втоми таврових зварних з'єднань сталі 13ХГМРБ при циклічному навантаженні вигинном: 1 – стаціонарний процес; 2 – ІДЗ

ІДЗ, приблизно при однакових циклах навантажень (відповідно 1,8 та $1,86 \cdot 10^6$ циклів). При збільшенні напружень до 40 МПа кількість циклів, при яких утворювалась тріщина втоми, суттєво знизилась. Але все ж, при ІДЗ вони приблизно були в 2 рази вищі, ніж при стаціонарному процесі (відповідно 0,38 та $0,75 \cdot 10^6$ циклів). На нашу думку, така різниця може бути пояснена за рахунок формування більш плавних переходів від шву до основного металу при ІДЗ та відповідного зниження рівня концентрації напружень в цій зоні зварного з'єднання.

Висновки

1. При імпульсно-дуговому зварюванні, в порівнянні з стаціонарним процесом, відбуваються певні зміни у формуванні структур в металі шву та ЗТВ зварних з'єднань низьколегованої термічно зміцненої сталі 13ХГМРБ. Структура металів стає більш гартівною. В металі шву формується верхній та переважно нижній бейніт (був сорбіт, 274 HV) твердістю 317...336 HV. На ділянці крупного зерна ЗТВ спостерігається мартенситна структура з твердістю 446...488 HV (був бейніт, 383 HV).

2. При зміні процесу зварювання показники статичної міцності та пластичності металу швів зварних з'єднань співставні та знаходяться в межах $\sigma_{0.2} = 713...740$ МПа, $\sigma_B = 786...800$ МПа, $\delta_5 = 16...19\%$, $\psi = 59...67\%$.

3. Вплив процесу дугового зварювання на показники ударної в'язкості металу швів та ЗТВ неоднозначний. Більш високі значення ударної в'язкості характерні для металу швів зварних з'єднань, виконаних з використанням традиційного процесу дугового зварювання, а саме дугою, яка горить стаціонарно. Традиційно при зниженні температури випробування зразків показники KCV зменшуються та при температурі іспиту мінус 40 °С становлять 43...49 Дж/см² незалежно від процесу зварювання. Схожі закономірності щодо змін ударної в'язкості в залежності від способу зварювання спостерігаються і для металу ЗТВ зварних з'єднань. Виключенням є результати іспиту зразків при температурі іспиту мінус 40 °С. За даної температури іспиту зразки, які виготовлялись із зварних з'єднань, виготовлених з використанням імпульсно-дугового зварювання мають найвищі показники KCV₋₄₀ (108 Дж/см²).

4. Опір металу швів та ЗТВ зварних з'єднань, незалежно від способу зварювання знаходиться на високому рівні ($K_g \geq 84$ МПа√м).

5. За рахунок формування при імпульсно-дуговому зварюванні в металі ЗТВ зварних з'єднань

термічно зміцненої сталі 13ХГМРБ гартівної мартенситної структури їх опірність утворенню холодних тріщин погіршується. Для уникнення утворення в зварних з'єднаннях таких тріщин підігрів таких з'єднань необхідно збільшити з 90 до 120 °С.

6. Результати випробувань зразків зварних таврових з'єднань термічно зміцненої сталі 13ХГМРБ на циклічному навантаженні вигином показав, що зварні з'єднання при імпульсно-дуговому зварюванні за рахунок формування більш плавних переходів від шву до основного металу та відповідного зниження рівня концентрації напружень мають підвищений опір утворенню тріщин втоми.

Список літератури/References

1. Лобанов, Л.М., Позняков, В.Д., Півторак, В.І. та ін. (2009) Залишкові напруження у зварних з'єднаннях високоміцних сталей. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, **6**, 13–22. Lobanov, L.M., Poznyakov, V.D., Pivtorak, V.I. et al. (2009) Residual stresses in welded joints of high-strength steels. *Fiz.-Khimich. Mekhanika Materialiv*, **6**, 13–22 [in Ukrainian]
2. Берднікова, О.М. (2021) Структурні критерії міцності та тріщиностійкості високоміцних сталей та їх зварних з'єднань. *Сучасна електromеталургія*, **2**, 47–53. Doi: <https://doi.org/10.37434/sem2021.02.07>. Berdnikova, O.M. (2021) Structural criteria of strength and crack resistance of high-strength steels and their welded joints. *Suchasna Elektrometal.*, **2**, 47–53 [in Ukrainian]. Doi: <https://doi.org/10.37434/sem2021.02.07>.
3. Palani, P.K., Murugan, N. (2006) Selection of parameters of pulsed current gas metal arc welding. *J. of Materials Processing Technology*, **172**, 1–10.
4. Ghosh, P.K. (2017) *Pulse current gas metal arc welding*. New York, Springer.
5. Римский С.Т., Свещинский В.Г., Шейко П.П. и др. (1993) Импульснодуговая сварка низколегированных сталей плавящимся электродом в смеси аргона с углекислым газом. *Автомат. сварка*, **2**, 38–41. Rimsky, S.T., Svetsinsky, V.G., Shejko, P.P. et al. (1993) Pulsed arc consumable electrode welding in argon-CO₂ mixture of low-alloy steels. *Avtomatic. Svarka*, **2**, 38–41 [in Russian].
6. Жерносеков А.М., Андреев В.В. (2007) Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом (Обзор). *Автомат. сварка*, **10**, 48–52. Zhernosekov, A.M., Andreev, V.V. (2007) Pulsed metal arc welding (Review). *The Paton Welding J.*, **10**, 40–43.
7. Жерносеков А.М. (2012) Тенденции развития управления процессами переноса металла в защитных газах (Обзор). *Автомат. сварка*, **1**, 33–38. Zhernosekov, A.M. (2012) Tendencies in development of control of metal transfer processes in shielding gases (Review). *The Paton Welding J.*, **1**, 29–33.
8. Zhernosekov, A.M., Fedorchuk, V.Ye., Kysla, H.P. et al. (2022) Influence of the shape of pulses of welding currents on the properties of joints of aluminum alloys. *Materials Science*, **58**(2), 157–164. Doi: <https://doi.org/10.1007/s11003-022-00644-4>
9. Потапьевский А.Г. (2007) *Сварка в защитных газах плавящимся электродом. Ч.1. Сварка в активных газах*. Изд. 2-е, перераб. Киев, Екотехнологія. Potapievsky, A.G. (2007) *Shielded-gas metal arc welding. Pt 1. Welding in active gases*. 2nd Ed. Kyiv, Ekotekhnologiya [in Russian].
10. Essers, W.G., Van Gompel, M.R.M. (1984) Arc control with pulsed GMA welding. *Weld. J.*, **63**, 26–32.
11. Лашченко Г.И. (2006) Способы дуговой сварки стали плавящимся электродом. Киев, Екотехнологія. Lashchenko, G.I. (2006) *Methods of metal arc welding*. Kyiv, Ekotekhnologiya [in Russian].
12. Воропай Н.М., Илюшенко В.М., Ланкин Ю.Н. (1999) Особенности импульсно-дуговой сварки с синергетическим управлением параметрами режимов. *Автомат. сварка*, **6**, 26–32. Voropaj, N.M., Ilyushenko, V.M., Lankin, Yu.N. (1999) Features of pulsed arc welding with synergetic control of mode parameters. *Avtomatic. Svarka*, **6**, 26–32 [in Russian].
13. Pal, K., Pal, S.K. (2011) Effect of pulse parameters on weld quality in pulsed gas metal arc welding: a review. *J. of Materials Engineering and Performance*, **20**(6), 918–931.
14. Yousefieh, M., Shamanian, M., Saatchi, A. (2011) Optimization of the pulsed current gas tungsten arc welding (PCGTAW) parameters for corrosion resistance of super duplex stainless steel (UNS S32760) welds using the Taguchi method. *J. Alloys Compd.*, **509**, 782–788. Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.09.087>.
15. Goyal, V.K., Ghosh, P.K., Saini, J.S. (2009) Analytical studies on thermal behaviour and geometry of weld pool in pulsed current gas metal arc welding. *J. of Materials Processing Technology*, **209**(3), 1318–1336.
16. Palani, P.K., Murugan, N. (2006) Selection of parameters of pulsed current gas metal arc welding. *J. of Materials Processing Technology*, **172**, (1), 10.
17. Zhdovceev, A.V., Poznyakov, V.D. Rogante, M. (2020) Features of structure formation and properties of joints of S460M steel made by pulsed-arc welding. *The Paton Welding J.*, **6**, 9–13.
18. Zhdovceev, A., Poznyakov, V., Kim, H.S. (2020) PC-GMAW effect on the welding thermal cycle and weld metal geometry for high strength steels. *Int. J. of Engineering and Safety Sciences*, **1**, 5–16. DOI: <https://doi.org/10.16926/ijess.2020.01.01>.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF 13KhGMRB STEEL IN PULSED-ARC WELDING

O.A. Haivoronskyi, V.D. Poznyakov, S.L. Zhdanov, A.V. Zhdovceev, A.O. Maksymenko, A.M. Denysenko

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

E-mail: paton39@ukr.net

The results of studies on the structure formation in the welds and heat-affected-zone (HAZ) metal of a low-alloy thermally strengthened 13KhGMRB steel in a pulsed-arc welding, changes in mechanical properties and stress intensity factor in brittle fracture and resistance to cold and fatigue cracks formation are given. It was found that compared to stationary arc welding, in a pulsed-arc welding in the structure of welds and HAZ metal of joints, a larger number of hardening structures of bainite and martensite is formed. It was determined that regardless of the welding method, the values of strength ($\sigma_{0.2}$ and σ_f) and ductility (δ_5 and ψ) of metals are approximately at the same level while their ability to resist impact loads, especially at a test temperature -40 °C, in the case of pulsed-arc welding grows. In particular, it was determined that the values of impact toughness of the HAZ metal of welded joints produced using pulsed-arc welding are by 30 % higher compared to arc welding and amount to 108 J/cm². I.e., the cold resistance of the weld metal is clearly increased. The resistance of weld and HAZ metals to brittle fracture is at a fairly high level ($Kq \geq 84 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$). It was also established that due to an increase of welded joints in the HAZ metal produced using pulsed welding of hardening structures, the temperature of preliminary heating should be increased from 90 to 120 °C to avoid the formation of cold cracks. Instead, such welded joints have a higher resistance to fatigue cracks at cyclic bending load. 18 Ref., 1 Tabl., 7 Fig.

Keywords: low-alloy thermally strengthened steel, pulsed-arc welding, weld metal, HAZ, structure, mechanical properties, cold cracks, brittle fracture, fatigue resistance

Надійшла до редакції 13.07.2023

ОСОБЛИВОСТІ ЗВАРЮВАННЯ ДУПЛЕКСНИХ НЕРЖАВІЮЧИХ СТАЛЕЙ ПРИ МОКРОМУ ПІДВОДНОМУ ЗВАРЮВАННІ В ПОРІВНЯННІ ЗІ ЗВАРЮВАННЯМ НА ПОВІТРІ (Огляд)

С.Ю. Максимов, Г.В. Фадєєва, А.А. Радзієвська, Д.В. Васильєв

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

В наведеному огляді показано, що основним завданням при зварюванні дуплексних нержавіючих сталей є забезпечення умов, які повинні сприяти зменшенню негативного впливу термічного циклу зварювання на мікроструктуру та змінення вихідного балансу фазових складових, особливо в високотемпературній області ЗТВ. При зварюванні дуплексних нержавіючих сталей забезпечення необхідного співвідношення фериту і аустеніту в металі шва реалізується за рахунок змінення хімічного складу, а в ЗТВ – за рахунок змінення швидкості охолодження. В залежності від швидкості охолодження $W_{13/8}$ або часу знаходження переважно в температурному інтервалі фазових перетворень, утворюється відповідна мікроструктура металу шва і ЗТВ з визначеним співвідношенням фазових складових аустеніту та фериту, що в свою чергу позначається на механічних властивостях та корозійній стійкості зварних з'єднань дуплексних сталей. Спостерігається чітка кореляція механічних властивостей в залежності від вмісту аустеніту та фериту в металі шва. З підвищенням швидкості охолодження кількість виділення надлишкових фаз, нітридів хрому Cr_2N збільшується. Визначено, що в силу інтенсивного охолоджувального впливу водного середовища об'ємна частка аустенітної фази при мокрому підводному зварюванні нижча в металі шва та в високотемпературній області ЗТВ порівняно з об'ємною часткою аустенітної складової при зварюванні на повітрі при тих самих значеннях тепловкладення. Зі збільшенням погонної енергії, особливо при мокрому підводному зварюванні, спостерігається значне збільшення об'ємної частки аустенітної фази. Враховуючи особливості, які притаманні мокрому підводному зварюванню, рівні погонної енергії та хімічний склад металу шва потребують корегування стосовно рекомендацій, які розроблені для зварювання на повітрі. Бібліогр. 38, табл. 3, рис. 4.

Ключові слова: дуплексні сталі, мокре підводне зварювання, погонна енергія, швидкість охолодження, фазовий склад, аустеніт, ферит, мікроструктура, термічний цикл зварювання.

Вступ. Ідея створення дуплексних нержавіючих сталей виникла в 1920-х рр., а перша плавка зроблена у 1930 р. у Авесті, Швеція. Дуплексні нержавіючі сталі впроваджені та активно розробляються європейськими компаніями з 1935 р. [1]. Феритно-аустенітні сталі нового покоління відрізняються зниженим вмістом вуглецю, як правило, не більш ніж 0,02...0,03 %, та додатковим легуванням азотом в кількості 0,10...0,27 % для стандартної дуплексної сталі (DSS). Вміст азоту в супердуплексних (SDSS) нержавіючих сталях знаходиться в межах 0,24...0,32 % [2, 3]. Помітне зростання частки використання дуплексних сталей припадає тільки на останні 30 років завдяки удосконаленню технології виробництва, особливо процесів регулювання вмісту азоту в сталях [4].

Основними областями застосування дуплексних нержавіючих сталей є нафтогазова, нафтохімічна, целюлозно-паперова промисловості. На сьогоднішній день сфера їх застосування розширилася на металокопії, що експлуатуються у водному середовищі, зокрема, при будівництві морських і атомних енергетичних установок, трубопроводів для транспортування сірчастого

газу, нафти і морської води, завдяки сприятливому поєднанню високої механічної міцності і загальної та локальної корозійної стійкості і стійкості до розтріскування, викликаного взаємодією напружень і водню, джерелом якого є кисле середовище рідких вуглеводів [5]. В присутності сірководню та хлоридів ризик корозійного розтріскування можуть мати місце, наприклад, в бурових свердловинах при видобутку нафти та газу, в тому числі в морській воді [6].

Оптимальне поєднання високих характеристик міцності та корозійної стійкості проти, насамперед, точкової (пітингової) корозії, а також корозійного розтріскування під напруженням забезпечується при співвідношенні феритної та аустенітної фаз в структурі металу як 1:1, тобто при вмісті 50 % кожної складової. Дані характеристики досягаються відпалом при температурі 1020...1100 °C протягом 5 хв з наступним загартуванням у воду для стандартної сталі DSS 2205 [2], а для супердуплексної сталі SDSS 2507 температура гартування відпалу складає 1040...1120 °C [2, 6]. Чим вища температура відпалу, тим вище вміст феритної

складової [6]. Таким чином, вихідний стан постачання дуплексних сталей є відпал на твердий розчин, температура відпалу залежить від хімічного складу сплаву, а також від прийнятої на виробництві технології виготовлення сталі.

Дуплексні сталі, як правило, мають гарну зварюваність і можуть зварюватися за допомогою більшості методів зварювання, застосовуваних для аустенітної нержавіючої сталі. Під впливом термічного циклу зварювання (ТЦЗ), внаслідок впливу високих швидкостей нагріву та охолодження, які притаманні різним видам зварювання, фазовий баланс аустеніт-ферит порушується. Одним з основних завдань при зварюванні дуплексних нержавіючих сталей (DSS) є забезпечення умов, які сприяли б зменшенню негативного впливу високих швидкостей нагріву і охолодження та збереженню в тій або іншій мірі вихідного балансу мікроструктури, яка забезпечує основні технологічні характеристики зварних з'єднань, такі як механічні та корозійні властивості.

Керування структурою металу зварних з'єднань. Збереження необхідного балансу аустеніт-ферит можливо двома шляхами: зміною хімічного складу та зменшенням швидкості охолодження при зварюванні. Перший варіант, як правило, реалізується при виборі присадкового матеріалу для металу шва зварного з'єднання. Тип легування металу шва обирають з більшим запасом аустенітності за рахунок збільшення вмісту нікелю, а також з додатковим легуванням азотом. Таким чином зменшують співвідношення $Cr_{скв.} / Ni_{скв.}$, що відповідає збільшенню в бік аустенітності. Якщо співвідношення $Cr_{скв.} / Ni_{скв.}$, наприклад, для сталі 2205 знаходиться в діапазоні 2,25...3,50 в межах допустимих значень за стандартом EN 1.4462 (рис. 1) [4, 7], то для присадкового металу співвідношення $Cr_{скв.} / Ni_{скв.}$ буде набагато меншим. Для ручного дугового зварювання сталі 2205 згідно ДСТУ EN ISO 3581: 2021 рекомендується застосовувати електроди з типом легування 2209, які відповідають номінальному складу 22 9 3 NL [8].

Застосування присадкового матеріалу зі складом, еквівалентним основному металу, призвело б до зрушення балансу в бік фериту через високу швидкість охолодження.

Мірою величини швидкості охолодження є погонна енергія зварювання, яка знаходиться в зворотній пропорційній залежності від неї. Розроблено рекомендації та стандарти зі зварювання дуплексних сталей, в яких вказано застосування погонної енергії в межах 0,5...2,5 кДж/мм для зварювання стандартної дуплексної сталі з вмістом хрому 22...23 % типу 2205 та 0,5...1,5 кДж/мм для супердуплексної нержавіючої сталі з вмістом хрому 25 % типу 2507 [9–13]. Крім того, в довід-

ковій літературі можна знайти різні значення погонної енергії, яка є мірою загального тепловкладення на одиницю довжини шва. Міжнародний інститут зварювання рекомендує для зварювання сталі 2205 дотримуватися погонної енергії – 1,2...2,0 кДж/мм, виробники матеріалів BÖHLER і Sandvik – 1,0...3,0 кДж/мм [14–16]. Через велику кількість параметрів зварювання універсальних рекомендацій не існує, тому підбір та відпрацювання параметрів зварювання, в тому числі значень погонної енергії, виконуються у кожному конкретному випадку.

Прийнято вважати, що нижня межа погонної енергії в 0,5 кДж/мм в якійсь мірі сприяє збереженню балансу мікроструктури в допустимих межах, а саме створенню достатньої кількості аустеніту для забезпечення необхідних механічних властивостей металу шва та зварного з'єднання. Верхня межа погонної енергії обмежена для зменшення об'єму виділення вторинних фаз, які понижують корозійну стійкість.

Збільшення погонної енергії при зварюванні супердуплексної нержавіючої сталі SDSS 2507 з 0,7 до 1,2...1,3 кДж/мм сприяло збільшенню ударної в'язкості металу шва. Робота удару з V-подібним надрізом за Шарпі при випробуванні при температурі –40 °C склала 45 Дж, що значно перебільшує потрібне значення – 27 Дж [17]. Так само з'явилися дослідження, які свідчать про те, що обмеження погонної енергії в 1,5 кДж/мм не виправдано при зварюванні супердуплексної нержавіючої сталі SDSS 2507, особливо при зварюванні великих товщин (20 мм та більше) і рекомендують збільшити діапазон допустимої погонної енергії. Гарні властивості металу шва були отримані при зварюванні з погонною енергією 2,1...2,2 кДж/мм [18]. В роботі [19] досліджували вплив підведеного тепла на мікроструктуру, механічні властивості та корозійну стійкість зварних з'єднань супердуплексної сталі SDSS UNS S32750. Зварювання проводили з різними погонними енергіями 0,54 та 1,1 кДж/мм. В результаті досліджень зроблено висновок, що оскільки немає великої різниці у властивостях зварного шва в залежності від використаного тепловкладення, може бути кращим застосування низького тепловкладення.

Вивчено вплив рівня тепловкладення від 0,45...0,60 кДж/мм при зварюванні різномірних з'єднань дуплексної нержавіючої сталі DSS 2205 з аустенітною нержавіючою сталлю ASS 316 L. Низьке тепловкладення показало більш високу твердість та тимчасовий опір розриву внаслідок більш високого вмісту фериту та більшої швидкості охолодження. Більш висока погонна енергія покращила корозійну стійкість [20].

Наведені дані свідчать про те, що немає єдиної думки із визначення рівня тепловкладення і що погонна енергія не є єдиним чинником, який відповідає за утворення мікроструктури в металі шва та в зоні термічного впливу (ЗТВ) для забезпечення необхідного балансу фазових складових аустеніт-ферит.

Рівні погонної енергії, які рекомендовані в інструкціях та стандартах, повинні сприяти створенню мікроструктури з вмістом аустенітної і феритної складових в різних ділянках зварного з'єднання в необхідній кількості. Вміст фериту в металі зварного шва і зоні термічного впливу має бути в межах 25...70 %, щоб забезпечити оптимальні механічні властивості і корозійну стійкість [21]. Загальноприйнятими вважаються рівні вмісту фериту:

- основний метал (ОМ) – 35...55 %;
 - метал шва (МШ) – менш ніж 60 %;
 - зона термічного впливу (ЗТВ) – менш ніж 65 %.
- Іноді у ЗТВ допускається до 70 %.

Деякі галузеві стандарти ще більш обмежують вміст феритної складової. Вимоги, що відносяться до нафтової і газової промисловості, наведено в табл.1.

Швидкість охолодження металу шва та ЗТВ залежить від сукупності факторів, таких як товщина зварюваного металу, технологія зварювання (ефективності процесу зварювання), погонна енергія, режим зварювання, середовище, в якому здійснюється зварювання, та багатьох інших.

Погонна енергія зварювання є лише орієнтиром, яка певною мірою може визначити швидкість охолодження, і, отже, час перебування металу в області, в якій відбувається поліморфне перетворення фериту (δ) в аустеніт (γ). Згідно з псевдобінарною діаграмою стану Fe–Cr–Ni початок перетворення $\delta \rightarrow \gamma$ залежить від хімічного складу сплаву, а повнота перетворення – від часу перебування в цій двофазній області (рис. 1) [4, 7]. Тобто, швидкість охолодження поряд з хімічним складом сплаву визначає час знаходження в двофазній області. Перетворення аустеніту з фериту відбувається в твердому стані, оскільки це дифузійний процес. Повнота перетворення залежить від часу перебування в цьому діапазоні двофазного стану.

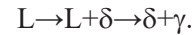
Модель кристалізації металу можна визначити за співвідношенням $Cr_{екв.}/Ni_{екв.}$. Для дуплексної

Таблиця 1. Вміст фериту в зварному з'єднанні згідно стандартів

Найменування стандарту	Вміст фериту, %		
	ОМ	ЗТВ	МШ
API RP 582 (API A 938C) [22]	30...65	30...65	30...65
NORSOK M630 D45 [23]	35...55	30...70	
Специфікація для нафтогазової промисловості	35...55	<60...65	<60

сталі 2205 з певним хімічним складом воно відповідає значенню 2,62 (рис. 1). Діапазон співвідношення $Cr_{екв.}/Ni_{екв.}$ в межах допусків за хімічним складом для сталі 2205 (EN 1.4462) дорівнює від 2,25 до 3,5, тобто має досить широкий діапазон.

При такому співвідношенні модель кристалізації наступна:



Температурний діапазон фазових перетворень $\delta \rightarrow \gamma$ складає 1200 °C (1300)-800 °C і залежить від хімічного складу металу. Цей процес є дифузійним, для цього задіяні температура і час. Тобто, повнота фазових перетворень $\delta \rightarrow \gamma$ залежить від хімічного складу металу, швидкості охолодження і часу знаходження в температурному інтервалі 1200 (1300)-800 °C, який так само залежить від швидкості охолодження. На думку авторів роботи [24] хімічний склад металу чинить більший вплив на кінцеве співвідношення ферит/аустеніт, ніж швидкість охолодження. Показано, що зміна хімічного складу дуплексної сталі 2205 в межах допусків на сталь в бік збільшення аустенітоутворюючих елементів, а саме нікелю, на верхньому рівні до 6,0 %, а також азоту 0,18...0,19 %, забезпечило отримання фериту в металі ЗТВ нижче 70 % при всіх швидкостях охолодження від 20 до 100 °C/c при температурі 700 °C. Так само отримані значно вищі значення при випробуванні на удар при низькій температурі (-46 °C). Ця сталь отримала назву Arctic 2205 [25].

В роботі [18] розраховували швидкість охолодження металу шва при зварюванні супердуплексної сталі SDSS 2507 завтовшки 20 мм за

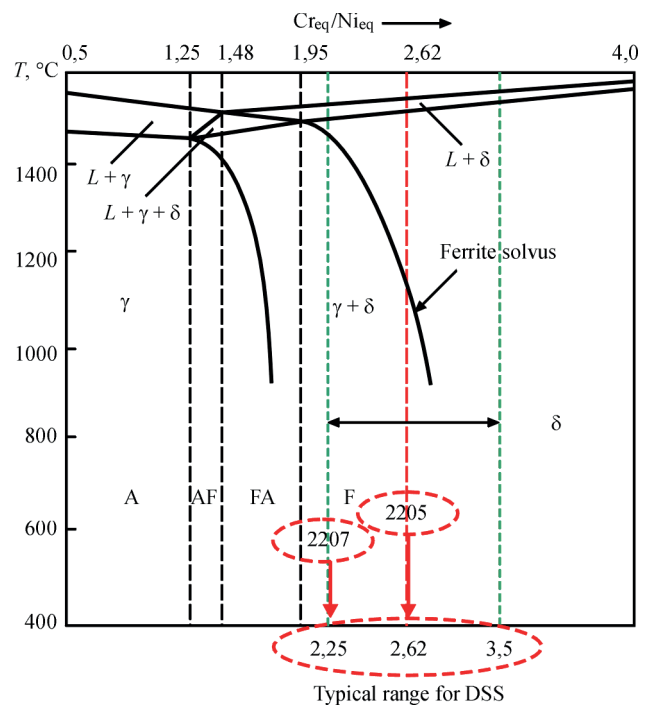


Рис. 1. Псевдобінарна (Fe–Cr–Ni) діаграма, побудована за допомогою еквівалентного співвідношення $Cr_{екв.}/Ni_{екв.}$

експериментальними даними з фіксуванням термічних циклів зварювання. Застосовувались дві технології зварювання: механізоване зварювання в середовищі захисного газу дротом суцільного перерізу діаметром 1,2 мм (експеримент GR) та порошковим дротом діаметром 1,2 мм (експеримент FR). При однаковій погонній енергії GR (1,2...1,3 кДж/мм) та FR (1,1...1,3 кДж/мм) отримані різні швидкості охолодження (рис. 2). При зварюванні порошковим дротом швидкість охолодження значно нижча, ніж при зварюванні дротом суцільного перерізу – в температурному діапазоні 1200...800 °C майже на 10 °C/c і більше. Так, в п'ятому шарі FR має швидкість охолодження 50 °C/c, а GR – 60 °C/c.

Також зафіксовано, що зі збільшенням кількості шарів швидкість охолодження збільшилась. Найнижча швидкість охолодження була зафіксована при зварюванні дротом суцільного перерізу на більшій погонній енергії (G_H) = 2,2 кДж/мм. Також в цій роботі зроблено висновок, що саме швидкість охолодження, а не час перебування в критичному діапазоні температур 1200...800 °C є ключовим фактором утворення нітридів.

Проведений аналіз впливу технології зварювання на фазовий склад та внутрішні напруження зварних з'єднань аустенітних і дуплексних сталей показав, що такі високопродуктивні та перспективні види зварювання, як електронно-променеве (ЕПЗ) та лазерне (ЛЗ) чинять негативний вплив на фазовий склад двофазних (дуплексних сталей) і однофазних сталей через високі швидкості охолодження зварних з'єднань [26]. При ЕПЗ дуплексної сталі 2205 зміною потужності електронного проміння та фокусної відстані вдалося знизити швидкість охолодження і забезпечити отримання задовільного вмісту фериту (~70 %). В даному випадку скористалися часовою схемою, тобто часом знаходження в критичному інтервалі температур 1200...800 °C. При швидкості охолодження, яка

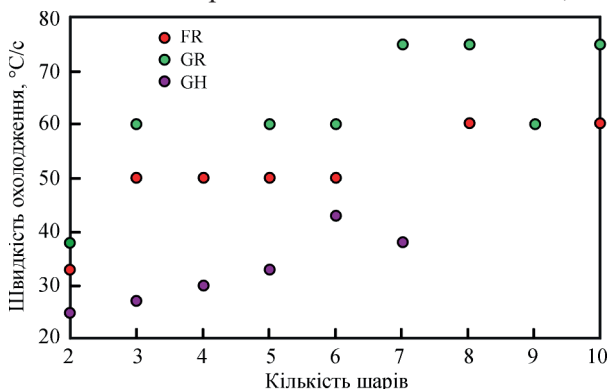


Рис. 2. Середня швидкість охолодження від 1200 до 800 °C залежно від кількості проходів зварювання та процедури зварювання, де FR та GR – зварювання порошковим дротом та дротом суцільного перерізу на рекомендованих режимах погонної енергії відповідно, G_H – на підвищеній погонній енергії.

забезпечила охолодження протягом 4,5 с, утворилося 84...87 % фериту, при швидкості охолодження, що забезпечила тривалість 7,4 с – 79...84 % фериту, а при швидкості охолодження, яка забезпечувала час 17,7 с – 69...70 % фериту [27].

Дані, представлені в роботах [18, 25–27], свідчать про те, наскільки різні фактори, а саме спосіб зварювання, погонна енергія, хімічний склад металу, швидкість охолодження можуть бути відповідальними за вплив на утворення мікроструктури, фазового складу та кількість виділення надлишкових фаз, в тому числі нітридів.

Крім рекомендацій по питомому тепловкладенні існує так само концепція, в якій застосована часова схема $\tau_{12/8}$ (час, необхідний для охолодження від 1200 до 800 °C), яка описує умови охолодження. Дана методика визначення умов охолодження пов'язана з певними труднощами, оскільки потребує розміщення термопар в зварювальній ванні [2]. Відповідно до цієї концепції рекомендується проводити охолодження зварного з'єднання в даному діапазоні температур протягом 10 с. В такому випадку досягаються оптимальна мікроструктура та властивості зварюваного металу [28].

Мікроструктура (ЗТВ) дуплексної нержавіючої сталі (DSS) зазнає більш складних перетворень і є результируючою після двох взаємно протилежних процесів. Спочатку, під впливом термічного циклу зварювання (ТЦЗ) при нагріві та при досягненні температури вище області сольвуса фериту ($T = 1250...1300$ °C), яка залежить від хімічного складу металу, відбувається процес перетворення вихідної частки аустеніту в ферит $\gamma \rightarrow \delta$, а потім, при подальшому охолодженні, відбувається зворотне перетворення при досягненні температури сольвуса фериту $\delta \rightarrow \gamma$.

Еволюція мікроструктури ЗТВ залежить від деяких факторів, а саме від вихідної мікроструктури основного металу, максимальної температури, яка є в конкретній області ЗТВ, тривалості часу перебування при максимальній температурі та швидкості нагріву та охолодження, тобто від конкретного циклу зварювання (ТЦЗ).

В основному більшість досліджень, що на сьогодні представлені в літературі, підтверджують вплив швидкості охолодження на мікроструктуру та фазовий склад металу шва ЗТВ, що в свою чергу позначається на механічних властивостях та корозійній стійкості зварних з'єднань. Дещо суперечливі дані про температурний інтервал та часовий параметр, який слід обирати в якості критеріїв, що є визначальним для утворення мікроструктури і фазового складу металу шва та ЗТВ.

В роботі [29] автор підкреслює, що оскільки температурний діапазон перетворення фериту в аустеніт, який зазвичай знаходиться в діапазоні

від 1200 до 800 °С, залежить від хімічного складу сталі, тому для характеристики температурних циклів зварювання дуплексних сталей необхідно застосовувати параметр часу охолодження між 1200 і 800 °С ($\tau_{12/8}$). Тобто саме цей інтервал, а не між 800 і 500 °С, тобто ($\tau_{8/5}$), як зазвичай це прийнято для конструкційних сталей, є критерієм зварюваності дуплексних сталей. Від швидкості охолодження в цьому інтервалі буде залежить скільки фериту отримується в кінцевій мікроструктурі. Якщо час охолодження ($\tau_{12/8}$) є критерієм для визначення кінцевої мікроструктури та фазового складу ЗТВ, тоді і швидкість охолодження в інтервалі температур від 1200 до 800 °С є визначальною, тобто $W_{12/8}$, а не $W_{8/5}$.

Автори роботи [25] при створенні моделі, яка характеризує вміст фериту в залежності від швидкості охолодження, застосовували в якості критерію швидкість охолодження при 700 °С. Так само були протестовані і інші критерії, такі як швидкість охолодження при 1000 °С, або час охолодження від 800 до 500 °С, або від 1100 до 900 °С. Навіть якщо феритно-аустенітне перетворення відбувається при високій температурі 1200 °С, порівняно з іншими критеріями, швидкість охолодження при 700 °С виявилася найбільш точною для передбачення мікроструктури ЗТВ дуплексних сталей [30].

Вплив водного середовища на структуру і властивості зварних з'єднань. Незважаючи на широке застосування дуплексних сталей вплив водного середовища на структуру і властивості зварних з'єднань досі вивчено мало. В літературі не зустрічаються результати широких досліджень і звіти про поведінку дуплексних сталей при підводному зварюванні та властивості одержаних з'єднань. Більшість доступних результатів проведених експериментів отримані при використанні ручного зварювання промисловими електродними матеріалами, які розроблені для застосування на повітрі, тому що до теперішнього часу спеціалізовані електродні матеріали для підводного мокрого зварювання дуплексних сталей ще не розроблені [31, 32].

На сьогодні існує декілька технологій: мокре підводне зварювання і сухе підводне зварювання. Мокре підводне зварювання здійснюється безпо-

середньо у водному середовищі. Сухе підводне зварювання в свою чергу підрозділяється на локальне сухе зварювання, при якому захищена від водного середовища тільки зона горіння дуги, і зварювання в камері, повністю захищеній від водного середовища. Як правило, останнє застосовується при зварюванні відповідальних конструкцій.

Приклад застосування електродів, які розроблені для зварювання на повітрі, при мокрому підводному зварюванні дуплексних сталей наведено в роботі [32]. Відзначається, що дуга горіла нестабільно, а також були виявлені внутрішні дефекти зварювання, такі як пори, газові порожнини і тріщини в корені шва. При збільшенні напруги до 62,3 В стабільність зварювання підвищилася. Вміст фериту в металі швів та ЗТВ при мокрому підводному зварюванні незначно збільшився порівняно зі зварюванням на повітрі. Хоча складно робити висновки, так як зварювання на повітрі та під водою проводили з застосуванням різних технологій та з різними погонними енергіями. Зварювання на повітрі – дріт суцільного перетину діаметром 1,2 мм для зварювання в захисному газі (Casto MAG 45505 S), а при мокрому підводному зварюванні – електроди BÖHLER FOXCN 22/9N/EN 1600 – E 22 9 3 N LR 32 діаметром 4,0 мм.

При сухому гіпербаричному зварюванні порошковим дротом економнолегованої дуплексної сталі UNS S 32101 [33–36] в діапазоні гідростатичного тиску від 0 до 0,75 МПа найбільш збалансовану мікроструктуру має метал шва, отриманий при тиску 0,45 МПа з середнім вмістом аустеніту 53,3 %. Збалансована феритно-аустенітна мікроструктура металу шва перешкоджала виділенню надлишкових фаз, а саме нітридів хрому Cr_2N , в той час, як в ЗТВ при вмісті аустеніту в кількості 36 % спостерігалось виділення нітридів хрому Cr_2N . Метал шва відповідав вимогам ASTM A923 (2014), в якому допускається граничне значення поглиненої енергії в 34 Дж [34]. Більш висока сумарна погонна енергія $q = 3,16$ кДж/мм на цій же глибині забезпечила більше часу для перетворення аустеніту в металі шва, що є одною з причин його більш високого вмісту в металі шва. При зварюванні під тиском 0,75 МПа сумарна по-

Таблиця 2. Параметри сухого гіпербаричного багатопарового зварювання порошковим дротом

Навколишній тиск, МПа	Кількість шарів	Струм, А	Напруга, В	Швидкість зварювання, мм/с	Тепловкладення, Дж/мм
0 – нормальний	1 – корінь	170	28	4	1190
	2 – закінчення	180	29	4,4	1186
0,15	1 – корінь	170	28	4	1190
	2 – закінчення	180	29	4,4	1186
0,45	1 – корінь	160	27	4	1080
	2 – заповнення	170	28	4,8	992
	3 – закінчення	180	29	4,8	1088
0,75	1 – корінь	150	26	4,4	886
	2 – заповнення	170	28	4,8	992
	3 – закінчення	180	29	4,8	1088

Таблиця 3. Значення параметрів зварювання і тепловкладення

Номер зразка	Швидкість зварювання $V_{св}$, мм/с	Глибина зварювання, м	Зварювальний струм $I_{св}$, А	Напруга $U_{л}$, В	Тепловкладення q , Дж/мм
UDW 1	8	20	220	26,4	726
UWW 1	8	20	220	26,4	726
UDW 2	7,2	20	260	30	1083,3
UWW 2	7,2	20	260	30	1083,3
UDW 3	7,2	20	300	33,2	1383,3
UWW 3	7,2	20	300	33,2	1383,3

Примітка. UDW – сухе підводне зварювання; UWW – мокре підводне зварювання.

гонна енергія дорівнювала 2,97 кДж/мм, а при зварюванні без тиску та під тиском 0,15 МПа – 2,38 кДж/мм (табл. 2). Тобто спостерігається чітка кореляція вмісту аустеніту в металі шва з величиною погонної енергії при зварюванні [33].

Метал шва, отриманий при зварюванні під тиском 0,45 МПа, також мав вищу стійкість до точкової корозії і механічні властивості [35, 36].

В результаті аналізу проведених досліджень [33–36] можна зробити висновок, що при зварюванні з найбільшою сумарною погонною енергією $q = 3,16$ кДж/мм досягається найбільша кількість аустеніту в металі шва, що забезпечує кращі комплексні характеристики стійкості до точкової корозії та механічні властивості зварних з'єднань.

В роботі [37] досліджували вплив водного середовища при зварюванні дуплексної сталі S32101 самозахисним порошковим дротом E 2209-T-0-4 діаметром 1,6 мм, розробленим для зварювання на повітрі. При зварюванні спостерігається нестабільне горіння дуги та незадовільне формування металу шва. По мірі збільшення глибини зварювання від 0,1 до 40 та 80 м пористість металу становиться більшою і дорівнює 1,51, 9,08 та 11,17 % відповідно. Так само спостерігається зі збільшенням глибини подрібнення мікроструктури металу зварного шва, а ширина ЗТВ навпаки – зменшується і становить на глибині 0,1 м – 0,15 мм (150 мкм); на 40 м – 0,1 мм (100 мкм) та на 80 м – 0,08 мм (80 мкм). Також встановлено зменшення вмісту фериту в центрі зварного шва – 21,1, 24,3 і 15,5 відповідно. Вміст аустеніту в металі шва при зварюванні на 80 м вище ніж при 40 м.

Порівняльні дослідження мікроструктури металу шва і ЗТВ при сухому зварюванні дуплексної сталі UNS S32101 порошковим дротом діаметром 1,2 мм в середовищі захисного газу CO_2 в барокамері та безпосередньо у водному середовищі проведено в роботі [38]. В табл. 3 наведено параметри зварювання і тепловкладення.

На рис. 3 наведено об'ємну частку аустеніту γ -фази при різних способах та режимах зварювання в різних ділянках зварного з'єднання.

Аналіз даних, наведених на рис. 3, дозволяють зробити наступні висновки:

- об'ємна частка γ -фази при мокрому підводному зварюванні значно нижча у всіх ділянках ме-

талу шва та ВЗТВ порівняно з об'ємною часткою γ -фази при сухому зварюванні при тих самих значеннях тепловкладення;

- зі збільшенням величини погонної енергії з 0,726 до 1,383 кДж/мм об'ємна частка γ -фази збільшується при мокрому підводному зварюванні з 27,3 % – UWW 1 до 39,4 % – UWW 3, тобто майже в 1,5 разів, в той час як при сухому зварюванні змінюється незначно, лишається майже постійною (~42 %) – центр шва;

- при всіх рівнях погонної енергії спостерігається однакова закономірність вмісту γ -фази в різних ділянках зварного з'єднання щодо мокрого та сухого підводного зварювання. Найбільша об'ємна частка γ -фази спостерігається в металі шва, які прилягає до лінії сплавлення, а найменша частка γ -фази в ВЗТВ;

- значення γ/α значно збільшилися при мокрому підводному зварюванні для металу шва, що прилягає до лінії сплавлення: від 35,01 % для UWW 1 та до 44,9 % для UWW 3.

Збільшення вмісту γ -фази при мокрому підводному зварюванні на ділянках шва, що прилягає до лінії сплавлення, менш інтенсивне: UWW 1 – 35,01 %; UWW 3 – 44,9 % тобто збільшення майже в 1,3 рази.

Найбільш інтенсивне збільшення вмісту γ -фази при мокрому підводному зварюванні відбувається у високотемпературній зоні термічного впливу

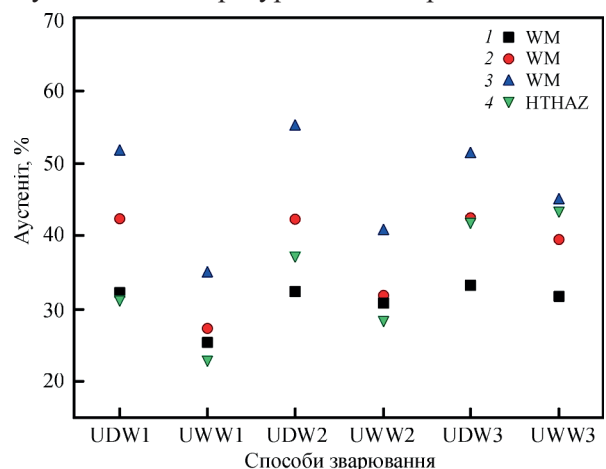


Рис. 3. Об'ємна частка аустеніту γ -фази при різних способах та режимах зварювання в різних ділянках зварного з'єднання: 1 – поверхня шва; 2 – центр шва; 3 – ділянка шва, яка прилягає до лінії сплавлення; 4 – ВЗТВ – високотемпературна зона термічного впливу

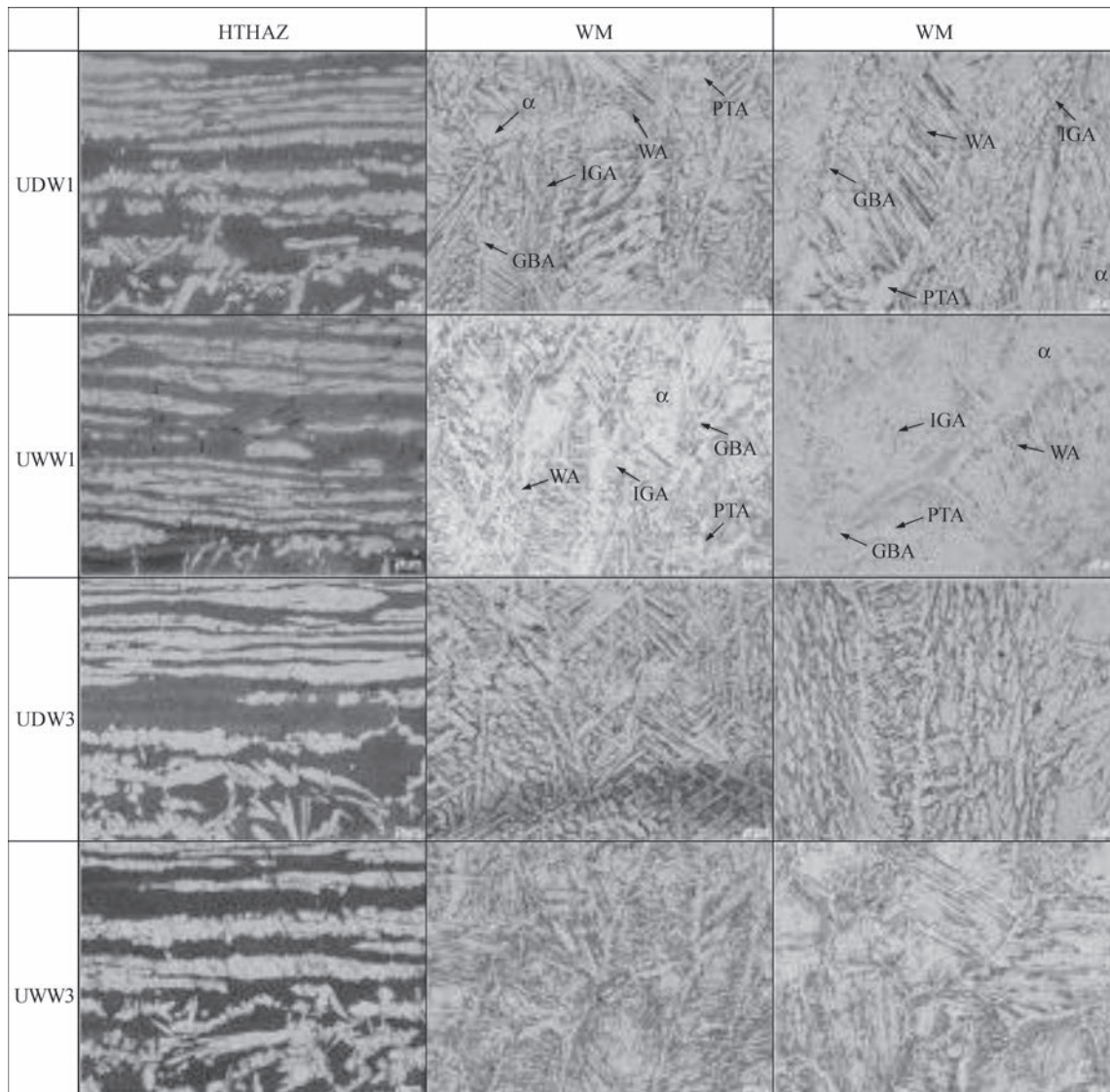


Рис. 4. Мікроструктури різних ділянок зварних зразків, які виготовлені при зварюванні на повітрі та при мокрому підводному зварюванні

ву ВЗТВ з UWW 1 – 23 % до UWW 3 – 43,55 %, майже в 1,9 рази. При сухому зварюванні в ВЗТВ збільшення вмісту γ -фази відбувається в меншій мірі – від UDW 1 – 31,34 % до UDW 3 – 41,55 %, тобто більше ніж в 1,3 рази.

На рис. 4 наведена мікроструктура в різних ділянках зварних з'єднань.

Автори роботи [38] відзначають, що з підвищенням погонної енергії об'ємна частка нітридів зменшується. Також відмічається, що швидкість охолодження ВЗТВ при мокрому підводному зварюванні більша, ніж при сухому зварюванні.

ВЗТВ для UDW 3 показала оптимальну стійкість до локальної корозії, а сама менша стійкість до локальної корозії у UWW 1.

Дані, наведені в табл. 3 та на рис. 3, свідчать, що зі збільшенням погонної енергії швидкість охолодження зменшується і відбувається збільшення частки аустенітної складової. Імовірність утворення нітридів хрому при мокрому підводно-

му зварюванні підвищується порівняно з сухим зварюванням внаслідок збільшення швидкості охолодження і зниження об'ємної частки аустенітної складової.

В наведеному огляді показано, що при однаковому хімічному складі одним із основних чинників, які в найбільшій мірі впливають на мікроструктуру та фазовий склад ЗТВ при усіх способах зварювання, є швидкість охолодження. В залежності від швидкості охолодження утворюється відповідна мікроструктура ЗТВ з відповідним співвідношенням фазових складових аустеніту та фериту.

Висновки

1. Діапазони погонної енергії, які рекомендують для зварювання дуплексних сталей різними технологіями, бажано корегувати при відпрацюванні технології в залежності від хімічного складу металу, що зварюється.

2. Дослідження підтверджують вплив швидкості охолодження на мікроструктуру та фазовий склад металу шва і ЗТВ, що, в свою чергу, позначається на механічних властивостях та корозійній стійкості зварних з'єднань.

3. Повнота фазових перетворень $\delta \rightarrow \gamma$ залежить від хімічного складу металу, швидкості охолодження і часу знаходження в температурному інтервалі 1200 (1300)...800 °C, який так само залежить від швидкості охолодження.

4. Внаслідок охолоджувального впливу водного середовища швидкість охолодження при мокрому підводному зварюванні, особливо в ВЗТВ, більша, ніж при зварюванні на повітрі.

5. Вміст аустеніту в металі шва та в ЗТВ знаходиться в прямо пропорційній залежності від погонної енергії і в зворотній пропорційній залежності від швидкості охолодження.

6. Збільшення погонної енергії сприяє збільшенню аустенітної складової при мокрому підводному зварюванні в більшому ступені, особливо в ВЗТВ, ніж при зварюванні на повітрі.

7. З підвищенням погонної енергії об'ємна частка виділення надлишкових фаз, нітридів хрому Cr_7N зменшується.

8. Враховуючи особливості, які притаманні мокрому підводному зварюванню, рівні погонної енергії та хімічний склад металу шва потребують корегування стосовно рекомендацій, які розроблені для зварювання на повітрі.

Список літератури/References

- Charles, J., Ehemelle, P. (2010) *Proc. of the 8th Duplex Stainless Steels conference. The history of duplex developments, nowadays DSS properties and duplex market future trends. Beaune: EDP Sciences*, Book available on demand.
- Амман Т. (2007). Дуговая сварка дуплексных сталей в среде защитных газов. *Svetsaren*, 62, 1, 41–45.
- Amman, T. (2007) Shielded-gas arc welding of duplex steels. *Svetsaren*, 62, 1, 41–45.
- Аустенитно-ферритные стали [електронний ресурс]. [http://www.weldzone.info:795 – austenito-ferritnye stali](http://www.weldzone.info:795-austenito-ferritnye-stali).
- Austenitic-ferritic steels. [http://www.weldzone.info:795 – austenito-ferritnye stali](http://www.weldzone.info:795-austenito-ferritnye-stali).
- Verma, J., Taiwade, R.V. (2017) Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments – A review. *Journal of Manufacturing Processes*, 25, 134–152.
- Labanowski, J., Eydrych, D., Rogaldki, C., Samson, K. (2011). Underwater welding of Duplex Stainless Steel. *Solid State Phenomena*, 183, 101–106.
- Дуплексная нержавеющая сталь [електронний ресурс]. <http://www.outokumpu.com>.
- Duplex stainless steel. <http://www.outokumpu.com>.
- Lippold, J.C., Kotecki, D. (2005) *Welding metallurgy and weldability of stainless steel*. Joh Wiley and Sons, Inc. 186 p.
- ДСТУ EN ISO 3581: 2021. Зварювальні матеріали. Покрыті електроди для ручного дугового зварювання нержавіючих та жароміцних сталей. Класифікація.
- DSTU EN ISO 3581: 2021. *Welding materials. Covered electrodes for manual arc welding of stainless and heat-resistant steels. Classification*.
- How to weld Duplex Stainless Steels; Document 10601 EN – CB; Avesta welding AB: Avesta, Sweden, 2006.
- Welding Guidelines for Duplex & Superduplex Stainless Steels*; Metrode Products Ltd.: Chertsey, UK, 2006.
- Pettersson C.-O., Fager S.-Å., *Welding Practice for the Sandvik Duplex Stainless Steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507; Technical Document S-91-57*; AB Sandvik steel; Stockholm, Sweden, 1995.
- DIN EN 1011-3: 2019 *Schweißen – Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe – Teil 3. Lichtbogen Schweißen von nichtrostenden Stählen*.
- ДСТУ EN ISO 1011-3: 2021. Зварювання. Рекомендації щодо зварювання металевих матеріалів. Частина 3. Дугове зварювання нержавіючих сталей.
- DSTU EN ISO 1011-3: 2021. *Welding. Recommendations for welding metal materials. Pt 3. Arc welding of stainless steels*.
- Сварка дуплексных нержавеющей сталей [Электронный ресурс]. <http://www.avestawelding.com/4976.epibrw>.
- Welding of duplex stainless steels. <http://www.avestawelding.com/4976.epibrw>.
- Сварка дуплексных нержавеющей сталей [Электронный ресурс/BOHLER Welding]. <http://www.bohlernn.ru>.
- Sandvik SAF 2205 [Электронный ресурс]; Sandvik Materials Technology. <http://www.smt.sandvik.com/en/materials-center/material-datasheets/tube-and-pipe-seamless/sandvik-saf-2205>.
- Sandvik SAF 2205 Sandvik Materials Technology. <http://www.smt.sandvik.com/en/materials-center/material-datasheets/tube-and-pipe-seamless/sandvik-saf-2205>.
- Kotecki, D.J. (2010) Some pitfalls in welding of duplex Stainless Steels. *Soldagem & Inspecao*, 15, 4, 336–343.
- Bermejo, M.A.V., Daniel, E., Hurtig, K., Karlsson, L. (2019) A New Approach to the Study of Multi-Pass Welds-Microstructure and Properties of Welded 20-mm-Thick Superduplex Stainless Steel. *Applied Sciences*, 9, 18 p. Doi: 10.3390/app9061050.
- Gupta, A., Baskaran, A.K.T., Arya, S.B., Khatirkar, R.K. (2018) Effect of Heat Input on Microstructure and Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steel Shielded Metal Arc Welds. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 71. 1595–1606. <https://doi.org/10.1007/s12666-018-1294-z>
- Verma, J., Taiwade, R.V., Khatirkar, R.K. et al. (2016) Microstructure, Mechanical and Intergranular Corrosion Behavior of Dissimilar DSS 2205 and ASS 316L Shielded Metal Arc Welds. *Trans. Indian. Inst. Met.*, 70. Doi. 10.1007/s12666-016-0878-8
- Labanowski, J. (1997) Duplex steels – new material for chemical processing industry. *Engineering and Chemical Equipment*, 2, 3–10.
- API 582-09. *Welding guidelines for the chemical, oil, and gas industries*.
- Norsok M-630, Edidition 6. Oktober 2013. *Material data sheets and element data sheets for piping*.
- Muthupandi, V., Bala Srinivasan, P., Seshadri, S.K., Sundaresan, S. (2003) Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. *Materials Science and Engineering A358*, 9–16.
- Higelin A., Manchet S., Passot, G. et al. (2022) Heat-affected zone ferrite content control of a duplex stainless steel grade to enhance weldability. *Welding in the world*, 66, 1503–1519. <http://doi.org/10.1007/s40194-022-01326-0>
- Курицев С.В. (2020) Анализ влияния вида сварки на фазовый состав и внутренние напряжения сварных соединений аустенитных и дуплексных сталей. «Science intensive technologies in mechanical engineering», 3, 3–11.
- Kurintsev, S.V. (2020) Analysis of influence of welding method on phase composition and internal stresses of welded joints of austenitic and duplex steels. *Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 3, 3–11.
- Krasnorutskiy, S., Keil, D., Shmigalla, S. et al. (2012) Metallurgical investigations on electron beam welded duplex stainless steel. *Welding in the world*, 56, 34–40.
- Geipl, H. (1989) MAGM-Schweißen von Rorrosions beständig Duplex-Stählen 22Cr5(9)Ni3Mo. Entfluss von schutzgas-und werfahrenvarianten. *Linde – Sonderdruck*. № 146, Hällriegels – kreuth.

29. Hrivňák, I. (2002) Duplex stainless steels and their welding. *SVÁRANIE-SVAŘOVÁNÍ*, 3-4, 49–54.
30. Bonnefois, B. *Comportement des assemblages soudés Comportement des assemblages soudés en aciers inoxydables avec addition d'azote*. EUR 159961. ISBN 92-829-4105-2.
31. Максимов С.Ю., Радзівська А.А., Васильєв Д.В., Фадєєва Г.В. (2021) Проблеми мокрого підводного зварювання дуплексних сталей. *Автоматичне зварювання*, 9, 12–17.
Maksymov, S.Yu., Radziewska, A.A., Vasyliiev, D.V., Fadeeva, G.V. (2021) Problems of wet underwater welding of duplex steels. *The Paton Welding J.*, 9, 9-14.
32. Prokop-Strzelczynska, K., Rogalski, G. (2016) Cold cracking susceptibility of joints made of ferritic austenitic duplex steel 2205 during underwater welding. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach*. Nr 16, wydanie 2, 35–42. <https://doi.org/10.17729/ebis.2016.2/4>
33. Hu, Y., Shi, Y., Shen, X., Wang, Zh. (2018) Microstructure Evolution and Selective Corrosion Resistance in Underwater Multi-pass 2101 Duplex Stainless Steel Welding Joints. *Metallurgical and materials transactions A.*, 5.
34. Hu, Y., Shi, Y., Sun, K. et al. (2018) Microstructure and Mechanical Properties of Underwater Hyperbaric FCA-Welded Duplex Stainless Steel Joints. *Journal of Materials Processing Technology*, 261, 31–38.
35. Hu, Y., Shi, Y., Shen, X., Wang, Z. (2017) Microstructure, Pitting Corrosion Resistance and Impact Toughness of Duplex Stainless Steel Underwater Dry Hyperbaric Flux-Cored Arc Welds. *Materials*, 10, 1–18. Doi: 10.3390/ma10121443
36. Hu, Y., Shi, Y., Sun, K., Shen, X. (2019) Microstructure evolution and mechanical performance of underwater local dry welded DSS metals at various simulated water depths. *Journal of Materials Processing Technology*, 264, 366–376.
37. Yi, Y., Shi, Y., Lin, S. et al. (2017) Research on the weld forming and microstructure of underwater wet flux-cored arc welding (FCAW) duplex stainless steel. *Journal of Harbin Engineering University*, 38, 6, 956–969.
38. Kun, Sun, Min, Zeng, Yonghua, SHI et al. (2018) Microstructure and corrosion behavior of S32101 stainless steel underwater dry and wet welded joints. *Journal of Materials Processing Technology*, 256, 190–201.

FEATURES OF WELDING DUPLEX STAINLESS STEELS IN WET UNDERWATER WELDING IN COMPARISON WITH WELDING IN AIR (Review)

S.Yu. Maksymov, G.V. Fadejeva, A.A. Radzijevska, D.V. Vasylyjev

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The presented review shows that the main task in welding duplex stainless steels (DSS) is ensuring the conditions which should promote reduction of the negative impact of the welding thermal cycle on the microstructure and change of the initial balance of the phase components, particularly in the high-temperature region of the HAZ. In welding duplex stainless steels the required ratio of ferrite and austenite in the weld metal is provided by changing the chemical composition, and in the HAZ it is achieved due to lowering of the cooling rate. Depending on cooling rate $W_{3/8}$ or time of soaking predominantly in the temperature range of phase transformations, the respective microstructure of metal the weld and HAZ is formed with the specified ratio of phase components of austenite and ferrite, which, in its turn, affects the mechanical properties and corrosion resistance of duplex steel welded joints. A clear correlation of the mechanical properties is observed, depending on austenite and ferrite content in the weld metal. With increase of the cooling rate, the quantity of precipitates of excess phase, Cr₂N chromium nitrides, becomes greater. It was found that in view of intensive cooling impact of the water environment, the volume fraction of austenitic phase is lower in the metal of the weld and in the HAZ high-temperature region in wet underwater welding, compared with volume fraction of the austenitic component in welding in air at the same heat input values. With increase of the energy input, a significant increase of volume fraction of austenitic phase is observed, particularly in wet underwater welding. Considering the features, characteristic for wet underwater welding, the energy input levels and chemical composition of weld metal require correction as regards the recommendations, which were developed for welding in air. 38 Ref., 3 Tabl., 4 Fig.

Keywords: duplex steels, wet underwater welding, energy input, cooling rate, phase composition, austenite, ferrite, microstructure, welding thermal cycle.

Надійшла до редакції 12.07.2023

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ

СУЧАСНІ НАПРЯМИ РОЗВИТКУ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ

Конференція присвячена 105-й річниці від дня народження академіка Бориса Патона

м. Київ, Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона, 27 листопада 2023 р.

Тематика конференції

- ◆ адитивні технології, що базуються на зварювальних, металургійних та гібридних процесах;
- ◆ електронно-променеві технології в галузі адитивних технологій;
- ◆ 3D друк;
- ◆ селективне лазерне плавлення;
- ◆ плазмово-порошкове наплавлення;
- ◆ математичне моделювання фізичних процесів в адитивних технологіях;
- ◆ матеріали для адитивних технологій;
- ◆ адитивні технології при виготовленні деталей із пластмас та виробів медичного призначення;
- ◆ матеріалознавство в галузі адитивних технологій;
- ◆ неруйнівний контроль в галузі адитивних технологій.

Адреса для листування

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, вул. Казимира Малевича, 11, м. Київ, 03150, тел./факс: (38044) 205-23-90.

E-mail: journal@paton.kiev.ua, www.pwi-scientists.com/ukr/at2023

ТЕХНОЛОГІЧНІ УМОВИ ЗВАРЮВАННЯ ТЕПЛОСТІЙКИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ПОКРИТИМИ ЕЛЕКТРОДАМИ

С.І. Моравецький, А.К. Царюк, В.Ю. Скульський, М.О. Німко

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

Мета роботи полягала у визначенні допустимих та критичних теплових режимів ручного дугового зварювання хромо-молібденванадієвих сталей на основі результатів металографічних досліджень і вимірювання твердості металу шва у стані після зварювання і після термообробки. Отримано експериментальні стикові зварні з'єднання сталі 15X1M1Ф у різних теплових умовах. Задавали два параметри теплового режиму зварювання: погонну енергію, рівну 5,21; 7,78 або 10,2 кДж/см, і температуру підігріву зварюваного металу, рівну 50; 160; 270 або 360 °С. Застосовували покриті електроди Phoenix SH Kupfer 3 KC типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5. Предметом дослідження був метал швів зазначених зварних з'єднань. Для всіх поєднань погонної енергії і температури підігріву виміряно твердість металу шва у стані після зварювання і після високого відпуску. Вивчено структуру різних ділянок металу зварного з'єднання на предмет наявності тріщиноподібних дефектів та характеру мікроструктури. Головну увагу було приділено структурі металу шва. За якісними критеріями – характером мікроструктури та структурною однорідністю, а також ступенем дефектності металу шва визначено критичні та допустимі теплові режими зварювання сталі 15X1M1Ф обраними покритими електродами. Бібліогр. 16, табл. 4, рис. 7.

Ключові слова: зварні з'єднання, зварювальні матеріали, метал шва, металографічні дослідження, мікроструктура, ручне дугове зварювання, твердість, тепловий режим зварювання, теплостійка сталь, холодні тріщини

Вступ. Номенклатура зварних вузлів із традиційних хромомолібденванадієвих сталей типу 12X1MФ, 20XMФЛ, 15X1M1Ф, 15X1M1ФЛ (далі – Cr–Mo–V-стали) у парових турбінах, котлоагрегатах та інших компонентах новопроектowanego енергетичного устаткування не виявляє тенденції до скорочення. Через необхідність реконструкції та продовження експлуатації блоків ТЕС і ТЕЦ, що відпрацювали свій парковий ресурс, зростає також і обсяг ремонтно-відновлювальних робіт із залученням ручного зварювання покритими електродами. Тому вдосконалення технологій зварювання сталей цього типу залишається сьогодні важливою й актуальною задачею.

В умовах останніх років, скрутних щодо забезпеченості промисловості України енергоносіями, в холодний сезон температура повітря навіть у складально-зварювальних цехах енергомашинобудівних підприємств може знижуватися до від'ємних значень. Відповідно до норм [1] Cr–Mo–V-стали допускається зварювати за температури довкілля від 0 до –15 °С залежно від марки і товщини. Але при цьому має місце прискорення темпу падіння температури $T_{\text{п}}$ підігріву зварюваних виробів. Недостатня оперативність між операціями зварювання, контролю температури і проміжного підігріву вкупі, можливо, з людським чинником можуть призводити до того, що певний об'єм наплавленого металу отримували, коли фактична температура виробу

нижча за інтервал $T_{\text{п}}$, заданий технологічною документацією. Зварні з'єднання, що містили у шві метал, наплавлений із недостатнім підігрівом виробу, піддавалися необхідній післязварювальній термообробці і зазвичай успішно проходили всі види неруйнівного контролю. Разом з тим, вимірюванням твердості металу шва в одиничному випадку було встановлено, що окремі результати вимірювання перевищували максимально допустимі значення, хоча середнє значення твердості задовольняло чинні норми [1]. Такого роду невідповідність не є підставою для бракування виробу, але потребує узгодження із головною матеріалознавчою організацією ([1], табл. 18.3, пп. 18.4.4, 18.4.5). З огляду на викладене технологи прагнуть не просто призначати оптимальний інтервал $T_{\text{п}}$ під час зварювання Cr–Mo–V-сталей, але принаймні знати вельми точну, практично обґрунтовану нижню риску зазначеного інтервалу, а також знати ключові умови та необхідні заходи для гарантованого забезпечення відповідності чинним нормам твердості металу шва.

Як відомо, зростання швидкості охолодження та зниження рівня температур, за якого відбувається перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ у металі шва та ЗТВ легованих сталей, призводить до збільшення частки бездифузійних продуктів, зростання напружень 2-го і 3-го родів, щільності дислокацій, твердості у стані після зварювання. Сукупно ці явища відомі як «структурний чинник», що має суттєвий

вплив на механізм уповільненого руйнування зварних з'єднань гартівних сталей. Тож у цьому разі йдеться про те, що задане мінімальне значення T_n має характеризуватися вже категорією не оптимальності, а радше критичності з точки зору ризику появи дефектів металу, не сумісних із працездатністю зварного з'єднання.

Крім температури підігріву до параметрів теплового режиму зварювання належить і погонна енергія зварювання q_n . Зварювальник може впливати на q_n , в основному варіюючи зварювальний струм $I_{зв}$ (у межах оптимальних інтервалів для кожної марки та діаметра покритого електрода). Є можливість впливати на q_n через швидкість переміщення дуги та техніку зварювання (поперечні коливання, «ниткові» валики тощо).

Для зварних з'єднань Cr–Mo–V-сталей необхідна T_n рекомендується або призначається у доволі широких межах (від 450 до 100 °C) і не завжди з належним обґрунтуванням цих меж [1–5]. У ряді випадків зварні з'єднання сталі 15X1M1ФЛ тримають і без підігріву [1, 6]. На основі даних цих та багатьох інших літературних джерел визначити критично необхідну T_n без додаткових експериментів не уявлялося можливим.

Твердість металу шва у готових виробках контролюється у стані після термообробки. Відомо [7] про схильність металу зварних з'єднань Cr–Mo–V-сталей до дисперсійного твердіння та про температурно-часові інтервали цього явища. Це спонукало дослідити вплив теплового режиму зварювання на структуру та твердість металу шва у стані не тільки після зварювання, але й після високого відпуску.

Отже мета роботи полягала у вивченні впливу теплового режиму зварювання на характер формування структури і зміну твердості металу шва зварних з'єднань Cr–Mo–V-сталей у стані після зварювання та після термічної обробки, а також у визначенні параметрів теплового режиму зварювання, критичних для забезпечення технологічної міцності та якості зварних з'єднань.

Матеріали та методика. Як основний метал для експериментальних зварних з'єднань було взято пластини товщиною 25 мм, вирізані з поковки сталі 15X1M1Ф. Цей матеріал обрано, як типову перлітну ретельно досліджену і поширену сталь системи Cr–Mo–V. Спектральним аналізом у спеціалізованій лабораторії ІЕЗ ім. Є.О. Патона було визначено вміст елементів у її складі, мас. %: 0,15 C; 0,39 Si; 0,68 Mn; 1,32 Cr; 1,04 Mo; 0,35 V; 0,007 S; 0,023 P, який загалом добре відповідає вимогам стандартів та технічних умов на сталь 15X1M1Ф [8].

Для зварювання Cr–Mo–V-сталей розроблено чимало марок електродів, сучасне виробництво

яких донедавна регламентувалося державними або галузевими стандартами колишнього СРСР. Серед електродів типу Э-09Х1МФ (ГОСТ 9467-75), які виявляє маркетинговий пошук засобами інтернету, можна вважати поширеними на ринку України марки ТМЛІ-3У, ЦЛІ-20, ЦЛІ-20Б та ЦЛІ-39. Впродовж попередніх років чинність нормативних актів радянської доби поступово припинялася. Наприклад [9], на зміну ГОСТ 9467-75 введено ДСТУ EN ISO 3580:2019 «Зварювальні матеріали. Електроди з покриттям для ручного дугового зварювання жароміцних сталей. Класифікація». Натомість сертифікати постачальників або описи до електродів часто свідчать, що їх виготовлено за скасованими ГОСТ або за Технічними Умовами (наприклад, ТУ У 25.9-31230196-004:2016, ТУ У 25.9-34142624-014:2017). На жаль, ТУ підприємств не є широкодоступними документами, що робить посилення на них сумнівним з огляду на сучасні системи забезпечення якості. В умовах адаптації електродного виробництва до нової системи стандартизації, що впроваджена в Україні, виробники енергетичного устаткування стали віддавати перевагу продукції європейських фірм, які давно працюють за системою стандартів EN ISO, забезпечуючи стабільно відтворювану високу якість покритих електродів.

Тож попередньо було апробовано дві марки (brand name) електродів європейських виробників: Böhler Fox DCMV та Phoenix SH Kupfer 3 KC. Електроди належать до типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5, аналогічного Э-09Х1МФ (ГОСТ 9467-75). За сукупністю результатів попередніх досліджень (якісно визначені зварювально-технологічні характеристики, хімічний склад чистого наплавленого металу) практично не з'явилось підстав віддати перевагу певній марці з огляду на вимоги зварювального виробництва. Проте для цього дослідження обрали Phoenix SH Kupfer 3 KC, для яких типовий і фактичний вміст C, P, Si у наплавленому металі дещо вищий (табл. 1), що є ближчим до критичних умов в аспекті забезпечення технологічної міцності зварного з'єднання та кінцевої твердості металу шва.

Зварювання виконували в нижньому положенні. Електроди застосовували після повторного прожарювання (350 °C/2 год) і безпосередньо після їх охолодження до кімнатної температури. З пластин 25×60×300 мм сталі 15X1M1Ф склали стикові з'єднання з V-подібним розкриттям кромки (кут скошу кромки 20°, притуплення 3 мм, зазор 3 мм). Метал кореневої зони швів отримували із застосуванням електродів діаметром 4 мм типу ISO 2560-A – E 46 3 B 5 3 H5. Температура підігріву стиків під час зварювання кореневих про-

Таблиця 1. Хімічний склад наплавленого металу електродів типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5

Марка	Джерело даних	Масова частка елемента, %							
		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	S	P
Böhler Fox DCMV	[10]	0,12	0,3	0,9	1,2	1,0	0,22	≤0,025	≤0,030
	A ¹⁾	0,13	0,35	0,90	1,24	1,10	0,25	0,006	0,015
Phoenix SH Kupfer 3 KC	[11]	0,13	0,4	1,0	1,4	1,05	0,25	≤0,025	≤0,030
	A	0,15	0,40	0,85	1,26	1,16	0,28	0,002	0,018

Примітка. ¹⁾A – спектральний аналіз металу 6-го шару наплавки, виконаних згідно з [12].

ходів становила 200...300 °С. Призначенням цієї ділянки шва було складання стиків і надання їм початкової жорсткості. Тож метал кореневого шва не підлягав дослідженню.

Заповнення розкриття виконували електродами Phoenix SH Kupfer 3 KC із дотриманням поєднання параметрів q_n , T_n , яке і характеризувало тепловий режим зварювання (з цим пов'язаний формат позначення теплового режиму, який застосуємо далі для стислості викладу: $n-T_n$, де n – режим зварювання 1, 2 або 3, табл. 2). Зміну рівня q_n забезпечували варіюванням $I_{зв}$. З міркувань уникнення дефектів (несплавень, зашлаковок) окремі проходи в нижній, вузькій ділянці розкриття виконували з невеликими поперечними коливаннями. Вище розкриття заповнювали лише «нитковими» валиками. Значення $I_{зв}$ задавали та підтримували з допомогою випрямляча ВДУ-506 разом з регулятором зварювального струму РДЕ-251У3.1, оснащеним амперметром. Значення напруги U_d на дузі та швидкості $V_{зв}$ зварювання вимірювали безпосередньо під час отримання зварних з'єднань.

Погонну енергію (табл. 2) обчислено із використанням значень $V_{зв}$, усереднених за результатами вимірювання в шести довільно вибраних проходах на кожному режимі, а також значення η ефективного ККД нагріву металу дугою, прийнятого $\eta = 0,775$ [13].

Контрольований підігрів металу зварного з'єднання здійснювали газополуменевим способом до температур 160; 270 та 360 °С. Для вимірів використовували мультиметр марки MASTECH MS2101, оснащений хромель-алюмелевою термопарою. Крім того, було отримано зварні з'єднання, виконання яких розпочиналося без попереднього підігріву.

В останньому випадку через відносно невеликі розміри експериментальних стикових з'єднань багатопрохідне зварювання спричиняє підвищення температури основного металу за рахунок автопідігріву. За звичайного темпу виконання валиків вже 2-ий прохід мав би виконуватися з підігріву.

Таблиця 2. Режими ручного дугового зварювання

Числове позначення режиму	Діаметр електрода, мм	Струм, А	Напруга на дузі, В	Середнє значення фактичної швидкості зварювання, 10 ⁻³ м/с	Середнє значення погонної енергії, кДж/см
1	3,2	90...100	22	3,11	5,21
2	4,0	150...160	23	3,55	7,78
3	5,0	230...240	24	4,30	10,2

вом до ~ 100 °С. Зі збільшенням номера проходу T_n зростає, сягаючи значень, характерних для теплових режимів наступних рівнів, що застосовувалися у цій роботі (160 °С і вище). Для уникнення цього зварні з'єднання без попереднього підігріву отримували, значно уповільнивши темп накладання валиків. Охолодження металу зварного з'єднання після кожного проходу до кімнатної температури потребувало пауз неприйнятно тривалості. Тому кожен наступний прохід виконували із досягненням температури металу рівня ~ 60...40 °С. Для формального представлення результатів експерименту цьому випадку приписали середню температуру супутнього підігріву $T_n = 50$ °С.

В середній зоні по довжині шва отриманих стиків вирізалися заготовки шліфів. Останні піддавалися термообробці: за температури 730 °С, оптимальної для зварних з'єднань сталі 15Х1М1Ф [1], і за температури 690 °С, вибір якої гіпотетично можливий, ґрунтуючись на відомостях [10]. Інші параметри для обох варіантів термообробки були однакові: час виходу печі на задану температуру – 2 год; час витримки на заданій температурі – 3 год 20 хв (20 хв – на вирівнювання температури металу заготовок та печі); охолодження до кімнатної температури – з піччю. Всі заготовки шліфів (12 шт) відпускалися за одну посадку в піч і встановлювалися у ній із достатньою відстанню одна від одної.

Підготовка шліфів починалася з фрезерування поверхні на товщину 2 мм з метою виключити вплив поверхневого шару металу, знеуглецьованого під час високотемпературної витримки. Фрезерована поверхня піддавалася шліфуванню та поліруванню матеріалами з послідовним зменшенням розміру абразивних частинок. Шліфи травили 4 %-им розчином азотної кислоти в етиловому спирті. Заготовки у стані після зварювання теж піддавалися необхідним операціям з підготовки шліфів. На готових шліфах проводили заплановані дослідження (оцінка твердості та вивчення

структури металу зварних з'єднань у стані після зварювання та після відпуску 730 °C/3 год).

Виміри твердості виконували методом Віккерса згідно з ГОСТ 2999-75. Навантаження на індентор 5 кг. Для кожного шліфа отримували значення HV_5 у 3-8 довільних точках у межах верхніх наплавлених шарів. Така локальність уколів краще відповідає процедурі вимірювання твердості під час приймального контролю реальних виробів (лицьова сторона шва). Більша кількість вимірів здійснювалася на шліфах у стані після зварювання, менша – у стані після термічної обробки, коли інтервал розкиду значень HV_5 був досить вузький.

Характер структури металу зварних з'єднань досліджували з допомогою оптичного мікроскопа НЕОФОТ-32 із збільшеннями $\times 25 \dots \times 1000$. Контрольні виміри мікротвердості виконували на мікротвердомірі ПМТ-3 із навантаженням на індентор 0,1 кг.

Результати дюрOMETричного дослідження.

Зміна твердості металу шва залежно від теплового режиму та температури відпуску має складний характер (табл. 3). У стані після зварювання в умовах експерименту отримали метал шва з твердістю 303...396 HV_5 . Збільшення кількості тепла, що вкладається у метал в процесі зварювання (як за рахунок T_p , так і за рахунок q_p) призводить до зменшення твердості металу шва.

Високий відпуск за оптимальної температури 730 °C спричиняє зниження HV_5 металу швів до 221...246 од. Однак для цього випадку характер розподілу твердості має ту відмінність, що вищим T_p відповідають вищі середні значення HV_5 для кожного режиму зварювання. Із зростанням q_p спад HV_5 зберігається для всіх температур підігріву, крім 360 °C.

Відпуск за температури 690 °C обумовив проміжний рівень твердості металу швів – 268...303 HV_5 . Всі ці значення суттєво вищі від граничних меж згідно з [1].

Результати досліджень структури металу. Візуальне спостереження за формуванням шва під час зварювання без попереднього підігріву дозволило виявити схильність до утворення тріщин у наплавленому металі. В умовах найслабшого теплового режиму 1-50, починаючи з середини висоти розкриття і до передостаннього шару, стабільно спостерігалася поява тріщини майже по всій довжині шва, що переходила з шару в шар (рис. 1, а). Підвищення q_p помітно зменшує схильність до утворення тріщин, але цілком її не усуває. Так, за теплового режиму 2-50 спостерігалися тріщини невеликої довжини в окремих валиках (рис. 1, б). У разі максимальної q_p (режим 3-50) в процесі зварювання візуально тріщини помічені не були. Проте подальшим металографічним вивченням відповідних шліфів в останньому випадку все ж виявили тріщини в металі шва розміром у напрямку висоти шва ≤ 3 мм (рис. 1, в). Крім тріщин, що спостерігалися візуально, метал швів, отриманих на слабких теплових режимах, містить велику кількість мікроскопічних несучільностей типу надривів, розмір яких має порядок розмірів зерен або субзерен (рис. 2, а). Подібні дефекти шва були виявлені також для теплового режиму 1-160 (рис. 2, б). У металі швів, отриманих за інших теплових режимів зварювання, таких мікронадривів виявлено не було.

В зоні сплавлення та ЗТВ усіх зварних з'єднань жодних тріщиноподібних дефектів виявлено не було.

У стані після зварювання метал шва складається з суміші α -фази та карбідних виділень, типової для бейнітно-мартенситної структури. Види струк-

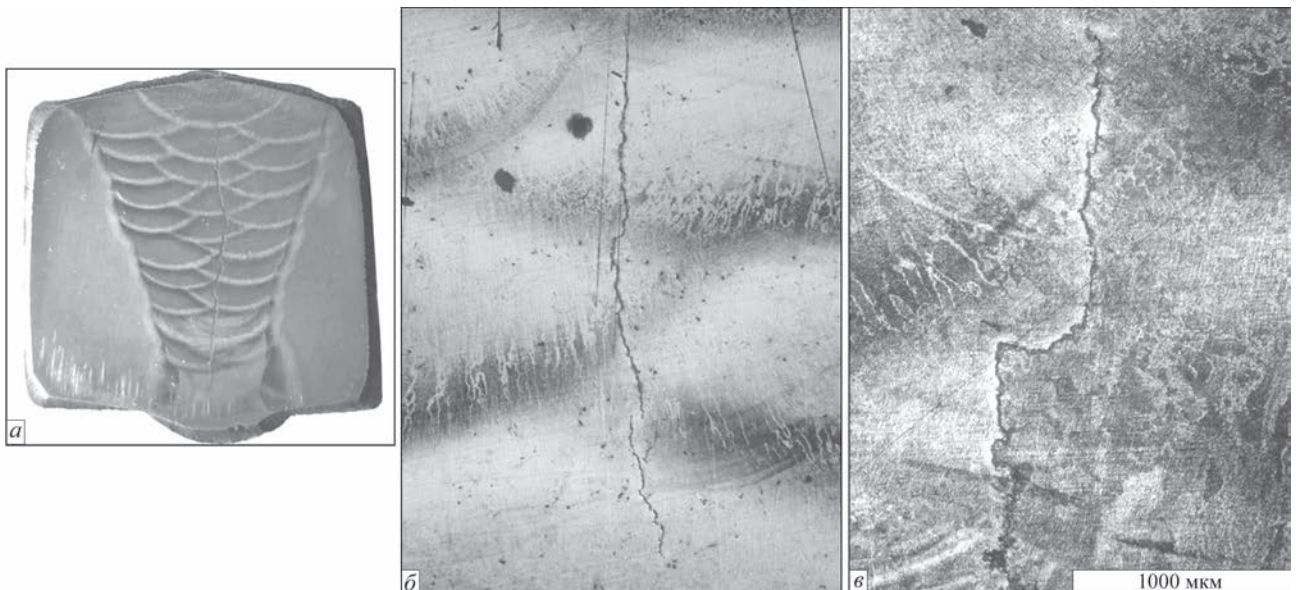


Рис. 1. Тріщини в металі швів, отриманих під час зварювання без підігріву, стан після зварювання: а – тепловий режим 1-50; б – тепловий режим 2-50, $\times 32$; в – тепловий режим 3-50, $\times 50$

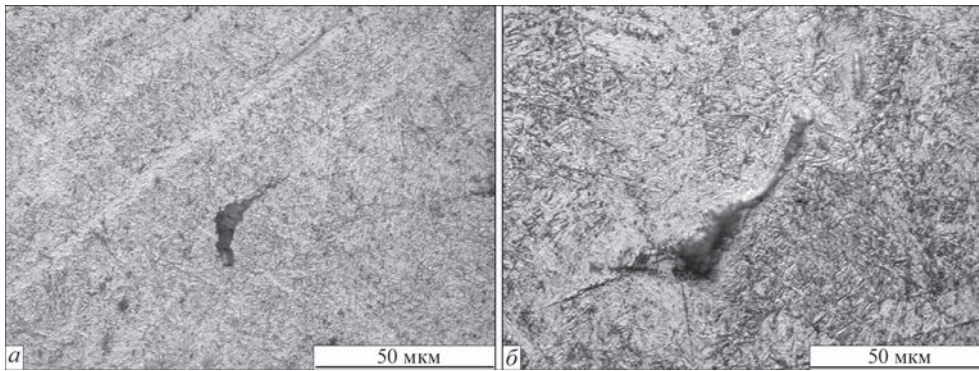


Рис. 2. Мікроскопічні несущільності у металі швів, отриманих на слабких теплових режимах, $\times 1000$: а – режим 2-50; б – режим 3-270

тур характеризуються великою різноманітністю залежно від теплового режиму зварювання, положення валика по висоті шва та виду повторної термічної обробки, яку зазнала та чи інша ділянка металу у процесі багатопрхідного зварювання. Температура підігріву, погонна енергія визначають швидкість охолодження металу зварного з'єднання, залежно від якої формується структура різної дисперсності і з різним співвідношенням складових – бейніту та мартенситу, а також із різним ступенем самовідпуску мартенситу. Для двох «суміжних» теплових режимів структурні відмінності металу можуть бути мало помітними. Однак вони добре помітні для теплових режимів із суттєво різною кількістю внесеного в метал тепла (рис. 3).

Зварювання на режимах 1-50 та 2-50 формує найбільш дисперсну однорідну голчасту композицію з мартенситу, що практично перебуває в «безструктурному» стані (слабко травлені світлі ділянки), та бейніту (темні ділянки) (рис. 3, а). Із збільшенням тепловмісту металу за рахунок підігріву та теплової потужності дуги зміни у металі швів зводяться до огрублення структури: морфологічний тип α -фази поступово змінюється від дрібно- до грубоголчастого, збільшується ступінь коагуляції карбідних фаз, з'являється все більш чітка сітка вторинних границь (рис. 3, б). Для випадків режимів з одночасно високими q_n і T_n у шві можна знайти ділянки з великими зернами полігонального фериту (рис. 3, в).

Самовідпуск мартенситу, що утворюється в інтервалі 300...400 °С, призводить до майже пов-

ного виходу надлишку вуглецю з пересиченого α -твердого розчину. Ступінь тетрагональності його ґратки стає настільки низьким, що вже не вимірюється рентгеноструктурним аналізом, тому що ґратка майже не відрізняється від кубічної ОЦК-ґратки фериту. У пересиченого α -твердого розчину, відпущеного за температури < 300 °С, ступінь тетрагональності ґратки зберігається в межах чутливості фізичного методу його оцінки [14]. Тому структура наплавленого металу в стані після зварювання із $T_n = 50...270$ °С містить (крім бейніту) мартенсит різного ступеню самовідпуску; щодо структури після зварювання із підігрівом до 360 °С доречніше говорити про бейніт, ферит та карбідні фази.

У структурі металу шва, отриманого за $T_n < 200$ °С, є зазвичай кілька відсотків залишкового аустеніту $\gamma_{\text{зал}}$, який може перебувати у вигляді дуже малих ділянок (мікрофаз) на границях зерен, між α -пластинами бейніту, рейками мартенситу, і тому візуально не помітний. В інтервалі температур 200...300 °С набуває розвитку розпад $\gamma_{\text{зал}}$ з утворенням нижнього бейніту [14]. Тому в металі швів, зварених із підігрівом до 270 і 360 °С, наявність $\gamma_{\text{зал}}$ є малоймовірною.

Однією з примітних особливостей металу всіх зварних швів, що спостерігається винятково в стані після зварювання, є ділянки литої структури у вигляді стовпчастих кристалітів, оконтурених по границях світлою облямівкою (рис. 4). Структура металу світлих облямівок по границях ідентифікована як мартенситно-бейнітна, що виникла внаслідок

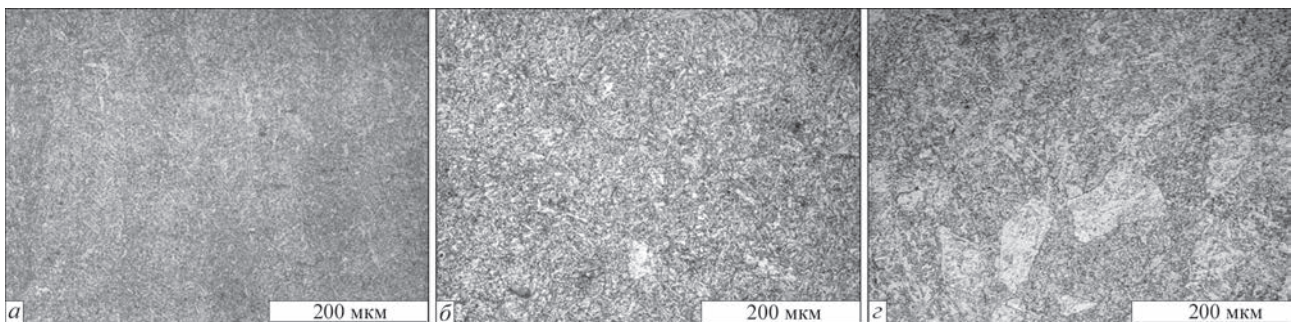


Рис. 3. Характер структури металу швів залежно від теплового режиму, $\times 250$: а – режим 2-50, $\times 100$; б – режим 3-270; в – режим 3-360

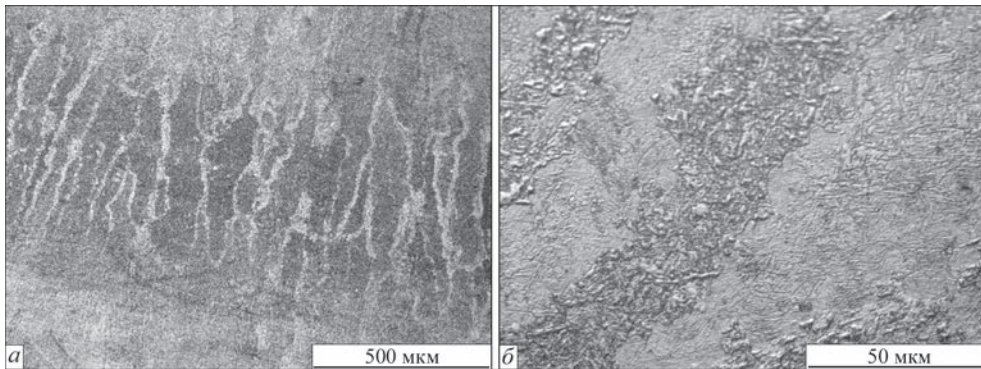


Рис. 4. Структура ділянок литого металу зі світлими облямівками по границях стовпчастих кристалітів: а – режим 2-160, $\times 100$; б – режим 3-160, $\times 1000$

перекристалізації граничних ділянок в інтервалі міжкритичних температур, тоді як «тіло» кристаліту протягом витримки за температури вище A_1 не зазнало перекристалізації. Для зазначеної ідентифікації є такі підстави:

- структура зі світлими облямівками навколо стовпчастих кристалітів ніколи не спостерігається в литій зоні останнього проходу, а також у литих зонах нижчих шарів, що не зазнали повторного нагрівання до температур вище A_1 ;

- області такої структури мають обмежену протяжність ($\sim 0,5$ мм), а їх конфігурація повторює лінію сплавлення наплавлених валиків (рис. 1, б);

- у великому збільшенні структура металу світлих облямівок (рис. 4, б) не характерна для фериту, натомість вид рельєфу свідчить про продукт перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ за зсувним бездифузійним механізмом;

- мікротвердість металу: світлих облямівок $477 \dots 518 HV_{0,1}$; середньої частини стовпчастих кристалітів $384 \dots 416 HV_{0,1}$ (дані для теплового режиму зварювання 1-50);

- у стані після термообробки світлі облямівки травленням не виявляються, що обумовлено зближенням виду їх структури з голчатою будовою тіла кристалітів за рахунок виділення карбідних фаз під час високого відпуску.

Оконтурювання границь на ділянці неповної перекристалізації дає змогу оцінити середній розмір кристалітів литої структури. Цікаво відзначити, що

їх ширина мало залежить від теплового режиму зварювання і становить від 100 до 200 мкм. Отже для литого металу цієї системи майже не властивий ріст розмірів кристалітів зі збільшенням тепловкладання під час зварювання.

Післязварювальний відпуск за температури 730°C призводить до розпаду пересиченого α -твердого розчину мартенситу на ферит і карбідні виділення. Вигляд бейнітних ділянок термообробка практично не змінює за винятком дещо збільшеної кількості карбідних фаз.

Примітною особливістю металу зварних швів, що спостерігається винятково у стані після відпуску, є структурна неоднорідність у вигляді колоній перекристалізованих феритних зерен великого розміру (50...250 мкм), а також окремих (одиничних) зерен того ж типу серед масиву голчатої феритокарбідної структури (рис. 5). Трапляються залишки бейнітно-мартенситної голчатої структури, ніби замкнені між суміжними феритними зернами. Схильність до цього типу структурної неоднорідності залежить від теплового режиму зварювання. Вона спостерігалася у металі швів, зварених у теплових режимах 1-50, 1-160 та 2-50. Грубозернистий ферит присутній і на берегах макротріщин (рис. 5, б). Ці ділянки металу під час поширення тріщини зазнають, як відомо, інтенсивної пластичної деформації із локальним пересиченням воднем, який прагне накопичуватися у розтягнутих зонах. На підставі цього можна припустити, що поява фе-

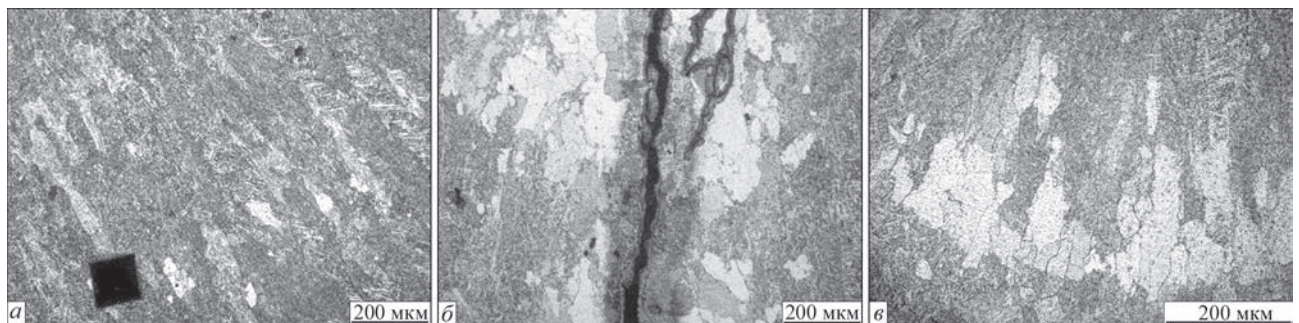


Рис. 5. Структурна неоднорідність металу швів у стані після відпуску: а – окремі феритні зерна у матриці голчатої структури, $\times 125$; б – колонія феритних зерен на берегах тріщини, режим 1-50, $\times 125$; в – колонія феритних зерен, еквідистантна лінії сплавлення валика, режим 1-160, $\times 200$

риту пов'язана з локальною деформацією мікрооб'ємів металу на стадії охолодження зварювального термоциклу та/або в процесі їх нагрівання під час термообробки, розпадом нестабільних карбідних фаз у деформованих об'ємах, дифузією водню та вуглецю, а також, імовірно, процесом, характерним для водневої корозії сталей (зневуглецювання твердого розчину через реакції утворення сполук типу CH_4 та розподіл останніх по дефектах кристалічної ґратки, границях зерен і субзерен). Цей вид структурної неоднорідності чинить негативний вплив на довготривалу міцність металу через різницю механічних властивостей зерен фериту ($163 \dots 190 \text{ HV}_{0,1}$) і навколишньої дисперсної голчастої структури ($248 \dots 268 \text{ HV}_{0,1}$), тому його бажано уникати.

Обговорення результатів досліджень. Отримані значення HV_5 металу швів свідчать, що зниження температури підігріву під час зварювання виробів, навіть до $50 \text{ }^\circ\text{C}$, не може бути причиною перевищення норм твердості [1] (240 – для середнього значення і 256 – для окремих вимірювань). Жодне окреме значення твердості у стані після оптимальної термообробки ($730 \text{ }^\circ\text{C}/3$ год), як і жодні середні значення не перевищують зазначених меж. Винятком є середнє 241 HV_5 для теплового режиму 3-360, який характеризується найбільшим тепловкладанням.

Суттєво вищий рівень HV_5 металу всіх швів, відпущених за температури $690 \text{ }^\circ\text{C}$, загалом є передбачуваним результатом для системи легування сталюого Cr–Mo–V-шва, що в процесі відпуску проходить через стадію дисперсійного твердіння. Тож найімовірнішою причиною підвищеної твердості металу шва у стані після термообробки слід вважати невідповідність фактичного перебігу термообробки реальних зварних виробів оптимальним умовам: наприклад, коли температура виробу (або його частини) тривалий час перебувала в інтервалі $690 \dots 730 \text{ }^\circ\text{C}$, не досягнувши максимуму зазначеного інтервалу, або тривалість витримки за максимальної температури виявилася коротшою за необхідну. Слід зазначити, що у фірмовому каталозі зварювальних матеріалів [10] для наплавленого металу електродів Böhler Fox DCMV типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5 наведено у довідковому порядку гарантований виробником рівень механічних властивостей та енергії удару у стані після відпуску за режимом $680 \text{ }^\circ\text{C}/8$ год. Однак коли висуваються вимоги до твердості металу шва, не слід керуватися подібними довідковими відомостями, призначаючи занижену температуру відпуску зварних з'єднань, або розуміти їх як допустимість випадкових відхилень її в межах $730 \dots 680 \text{ }^\circ\text{C}$.

Виявлення макротріщин під час зварювання свідчить, що рівень $T_{\text{п}} = 40 \dots 60 \text{ }^\circ\text{C}$ нижчий

від критичного значення $T_{\text{п}}$. Зварювання Cr–Mo–V-сталей електродами типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5 не допускається за цієї температури підігріву незалежно від $q_{\text{п}}$ через незадовільну технологічну міцність металу шва.

Як відомо, поява і поширення крихкої тріщини у металі зварного з'єднання обумовлені дією залишкових зварювальних напружень та наявністю чинників, що прискорюють вичерпання запасу пластичності металу. Одним з таких чинників є наявність дефектних ділянок (пори, неметалічні вclusions, їх скупчення тощо). Мікронадриви, у значній кількості виявлені у шві, звареному за режимом 1-160, будучи готовими осередками руйнування та концентрації механічних напружень, погіршують частотний розподіл згаданих мікроскопічних об'єктів, сприятливих для зародження і розвитку тріщин. Навіть за умови, що ці осередки не матимуть розвитку у вигляді тріщин під час зварювання чи післязварювального відпуску, цей фактор навіть для добре відпущеного металу матиме, ймовірно, помітний негативний вплив на його характеристики довготривалої міцності та пластичності. З цих міркувань тепловий режим 1-160 також слід вважати недопустимим.

Для детальнішого визначення критичних параметрів теплового режиму корисно розглянути отримані результати у співставленні з відомими кількісними показниками, що мають критеріальне значення щодо схильності зварних з'єднань гартівних сталей до холодних тріщин в умовах зварювання. Наприклад, небезпека утворення холодних тріщин у металі зварного з'єднання сталі вважається високою, якщо температура $M_{\text{к}}$ кінця її мартенситного перетворення становить $290 \text{ }^\circ\text{C}$ і нижче [15], а об'ємна частка m мартенситу в її структурі сягає 50% і вище [16]. Крім того, критичним значенням твердості металу, понад яке зростає ризик появи холодних тріщин, вважається 350 HV [16].

За результатами експерименту (табл. 3, стан після зварювання) середнє значення HV_5 металу шва перевищує 350 од. для теплових режимів 1-50, 1-160, 1-270 і 2-50. Для режиму 3-50 як середнє, так і окремі значення менші за 350 HV_5 , що, однак, не виявилось гарантією відсутності тріщин (рис. 1, в). Так само, метал шва 1-270, має досить однорідну структуру без тріщин і мікронадривів, хоча його твердість становить $358 \dots 386 \text{ HV}_5$. Це співставлення свідчить, що 350 HV та, ймовірно, інші запропоновані показники не можуть вважатися абсолютними критеріями для всіх можливих систем легування гартівних сталей і умов зварювання (жорсткість зварного з'єднання, темпи нагріву та пластичної деформації металу, дифузійно-рухливий водень тощо). Все ж припускаємо,

Таблиця 3. Середні значення твердості металу шва залежно від теплового режиму зварювання

Режим зварювання	$q_{ш}$, кДж/см	$T_{ш}$, °C											
		50			160			270			360		
1	5,21	368	230	293	366	234	289	370	238	286	334	237	299
2	7,78	357	229	289	335	228	276	327	234	282	318	236	297
3	10,2	333	225	287	332	226	279	321	230	275	318	241	294

Тонем позначено твердість металу шва у стані після:

– зварювання	
– термообробки 730 °C/3 год	
– термообробки 690 °C /3год	

що отримані узагальненням значного обсягу експериментальних даних ці показники (особливо, застосовані разом) придатні для орієнтовної оцінки схильності до холодних тріщин та визначення необхідних умов для їх попередження під час зварювання.

Кількість і вид кінцевих структурних складових у металі шва і ЗТВ можуть визначатися за термодинамічними діаграмами розпаду аустеніту (γ), отриманими для безперервного охолодження металу. Розглянемо (рис. 6) діаграму сталі 15X1M1ФЛ [4] у припущенні, що відмінності в масових частках елементів не мають істотного впливу на кінетику перетворень, номенклатуру і кількість їх продуктів в литій сталі та металі експериментальних швів.

Швидкість w_0 охолодження металу під час зварювання – один із визначальних чинників впливу на структуру металу шва та ЗТВ зварних з'єднань сталі 15X1M1ФЛ. Температури початку і кінця перетворень, а також значення m залежать від w_0 . Коли $w_0 \sim 1$ °C/с, мартенсит у структурі відсутній. За ще нижчих w_0 ($\leq 0,4$ °C/с) можливе виділення структурно вільного фериту по границях бейнітних зерен (небажаний прояв структурної неоднорідності). Коли $w_0 > 100$ °C/с, структура сталі повністю мартенситна. Розпад γ за проміжних значень w_0 , ха-

рактерних для дугового зварювання, призводить до формування бейнітно-мартенситної структури. Перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ починається за температур найменшої стійкості γ , які залежно від w_0 складають інтервал від 655 до 450 °C. Область бейнітного перетворення лежить вище межі 400...430 °C (верхній бейніт), яка своєю чергою також залежить від w_0 . Перетворення нижче температур 400...430 °C відбувається з утворенням мартенситу. Завершеному перетворень $\gamma \rightarrow \alpha$ відповідає нижня крива температур M_k кінця мартенситного перетворення, які залежно від w_0 становлять від 400 до 250 °C. Згідно з діаграмою критичну швидкість охолодження під час зварювання сталі 15X1M1Ф, коли виконуються всі три критерії ($m > 50$ %; $M_k = 290$ °C і 350 HV), слід шукати в інтервалі w_0 між 25 і 36 °C/с.

Для умов ручного зварювання відносно товстостінних з'єднань миттєва швидкість охолодження в момент досягнення металом шва і ЗТВ температури найменшої стійкості аустеніту T_{min} може бути розрахована за формулою [13]:

$$w_0 = 2 \times \pi \times \lambda \times (T_{min} - T_0)^2 / (q / V_{зв}), \quad (1)$$

де π – число «пі» – 3,14159...; λ – теплопровідність металу, що може бути прийнята 35 Вт/(м·°C) (для сталі 15X1M1Ф в інтервалі 500...600 °C [8]); T_0 – початкова температура металу (перед виконанням проходу), К; q – ефективна теплова потужність дуги, Вт; $V_{зв}$ – швидкість переміщення дуги, м/с.

Значення T_{min} визначається кривою, що розділяє аустенітну та бейнітну області (рис. 6). З огляду на залежність $T_{min}(w_0)$ для слабких теплових режимів, коли очікуються високі w_0 (зварювання із супутнім автопідігрівом до 50 °C), T_{min} приймалася рівною 500 °C. Для решти режимів T_{min} приймалася 550 °C. Результати обчислення (табл. 4), дозволяють чіткіше характеризувати теплові режими. Згідно з рис. 6. та висловленими вище міркуваннями значення $w_0 = 33$ °C/с добре відповідає поняттю критичності відповідних теплових режимів.

Для остаточного визначення множини допустимих теплових режимів візьмемо до уваги ще деякі обмеження, що впливають з результатів цієї роботи. З точки зору довготривалої міцності металу шва у стані після оптимальної термообробки бажано забезпечити структуру феритно-карбідної суміші однорідної голчастої будови.

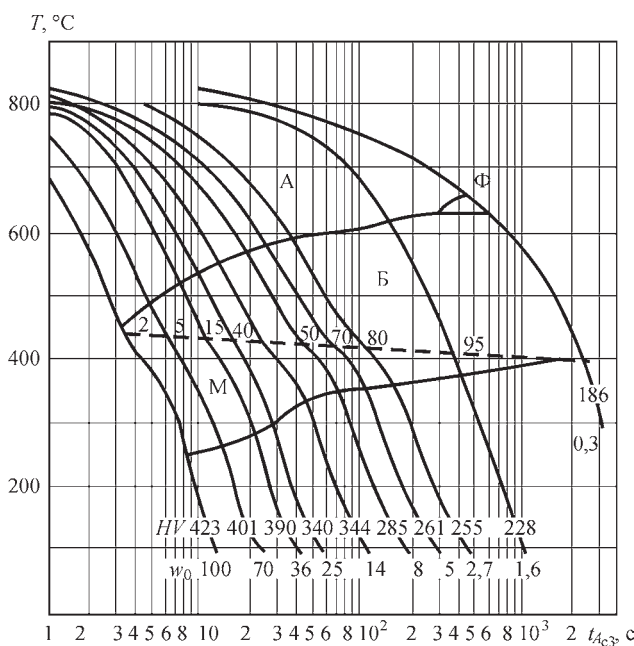


Рис. 6. Термокінетична діаграма сталі 15X1M1ФЛ [4]

Таблиця 4. Розрахункова швидкість охолодження металу в момент найменшої стійкості аустеніту під час багатопрхідного зварювання

Режим зварювання	q_n , кДж/см	T_n , (°C)			
		50	160	270	360
		$w_o(T_{min} = 500 \text{ } ^\circ\text{C})$	$w_o(T_{min} = 550 \text{ } ^\circ\text{C})$	$w_o(T_{min} = 550 \text{ } ^\circ\text{C})$	$w_o(T_{min} = 550 \text{ } ^\circ\text{C})$
1	5,21	85	64	33	15
2	7,78	57	43	22	10,2
3	10,2	44	33	17	7,8

Тонем позначено w_o , що відповідають тепловим режимам зварювання:

допустимий -	
критичний -	
недопустимий -	

Цим ознакам відповідають шви, отримані на режимах 1-270; 2-160, 2-270, 3-160, 3-270. Зерна полігонального фериту в матриці з дисперсної феритно-карбідної суміші являють собою небажаний вид структурної неоднорідності. У швах, отриманих без підігріву, а також з підігрівом до 360 °C, присутні колонії та окремі зерна фериту. Враховуючи цей факт, як і значення твердості швів 1-360, 2-360 та 3-360 після відпуску 730 °C/3 год (табл. 3), а також вважаючи слушними рекомендації [3], обмежимо максимум оптимальної температури підігріву рівнем 300 °C.

Зварюванню із погонною енергією 10,2 кДж/см відповідає струм, максимально допустимий для електродів діаметрів 5 мм. При цьому спостерігається підвищене розбрикування великих крапель електродного металу, що міцно фіксуються на поверхні пластини і потребують більше часу на видалення. Тому не рекомендовано призначати $I_{зв}$ вище ніж ~ 90 % від максимально допустимого, чому відповідає $q_n \sim 9$ кДж/см.

Метал шва, отриманий за режимом 2-160, має твердість нижче ніж 350 HV, сприятливу дисперсну структуру (без макро-, мікрodefektів і зерен фериту), проте розрахункове значення $w_o = 43$ °C/c перевищує критичне. Застерігаючись від появи небажаних ознак і мікрodefektів у виробничій практиці зварювання, доцільно дещо підвищити T_n для цього рівня q_n . Необхідну T_n (початкову температуру металу) можна обчислити, виходячи з (1). Приймаючи дані графіка охолодження (рис. 6): $w_o = 36$ °C/c і $T_{min} = 525$ °C, отримуємо $T_n = 169$ °C, приймаємо ≈ 170 °C.

Як підсумок аналізу результатів цієї роботи (та врахування даних [3]) може бути запропонована номограма (рис. 7). Площа, обмежена багатокутником *abvde*, включно з пунктирною лінією контуру, є геометричним місцем точок, поєднання координат яких відповідають допустимим значенням q_n і T_n під час зварювання. Суцільна лінія *edg* є геометричним місцем точок, поєднання координат яких відповідають критичним тепловим режимам. Нижче і лівіше суцільної лінії область недопустимих режимів. Вище і правіше пунктирної лінії *abvg* область допустимих режимів, які, однак, небажані

з міркувань, що висловлені вище. Ліворуч від ділянки контуру *ae* також область допустимих, але небажаних теплових режимів, що відповідає малопотужним режимам зварювання з невисокою продуктивністю наплавлення, гіршим формуванням валика та підвищеною імовірністю появи дефектів типу несплавлень і зашлаковок.

Задаючи початково один з параметрів, легко визначати оптимальний інтервал та критичне значення іншого. Виходячи з відомих q_n і діаметра електродів, параметри U_d , $V_{зв}$ можуть бути прийняті орієнтовно (табл. 2), а необхідний $I_{зв}$ визначено з відомої формули для обчислення погонної енергії [5, 13].

У контексті узагальнення результатів роботи сформулюємо основні технологічні рекомендації з отримання зварних з'єднань товстостінних вузлів із Cr–Mo–V-сталей із застосуванням електродів типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5 та врахуванням імовірності відхилення T_n зварюваних виробів нижче за оптимальний інтервал:

– на стадії розробки технології зварювання, а також для перевірки фактично застосованого теплового режиму зварювання на допустимість/кри-

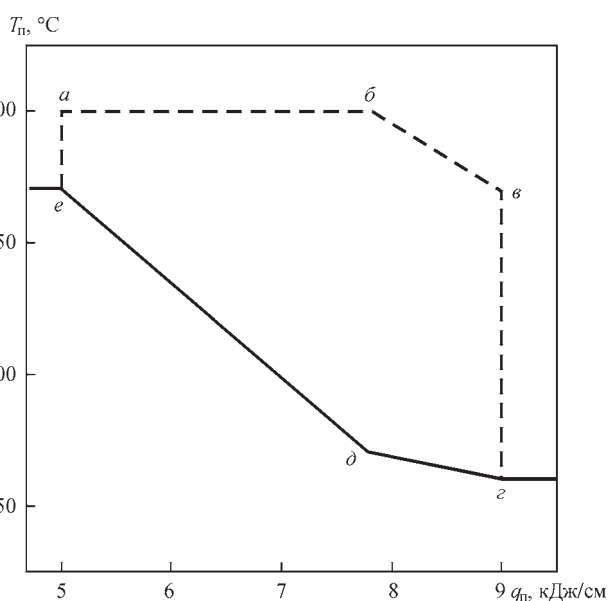


Рис. 7. Номограма теплових режимів зварювання теплостійких сталей покритими електродами типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5

тичність можна використовувати номограму (рис. 7) разом із супровідними поясненнями в тексті;

– оптимальним інтервалом температури підігріву виробів у звичайних умовах слід вважати 270...300 °С; за оптимальної температури підігріву можна використовувати всі поширені техніки зварювання електродами будь-якого діаметра;

– критичною температурою підігріву, нижче якої виконання зварювальної операції (накладання валика) не допускається, слід вважати температуру 160 °С;

– у холодний період, коли зростає імовірність відхилення $T_{\text{н}}$ зварюваного виробу нижче за оптимальний інтервал, для зварювання краще обирати електроди діаметром 4 або 5 мм; електроди діаметром 3,2 мм допускається використовувати обмежено або за умови зварювання з якомога вищою погонною енергією, для чого зварювальний струм бажано призначати поблизу верхньої допустимої межі (забезпечивши прийнятне формування валика та рівень розбризкування), зменшувати швидкість переміщення дуги, застосовувати поперечні коливання електрода тощо; крім того, допускається здійснювати попередній та проміжні підігриви виробу з запасом – до температур, дещо вищих за оптимальну (300...360 °С);

– з метою гарантованого отримання середнього значення твердості металу шва після термообробки ≤ 240 HV слід під час зварювання уникати надмірного тепловкладання (потужні режими одночасно з підігрівом металу до температур, вищих за оптимальний інтервал); параметри відпуску зварних з'єднань мають становити: температура не нижче 730 °С, тривалість витримки не менше 3 год; разом з цим слід забезпечити рівномірність температури нагріву в усіх точках виробу або контрольної зони зварного з'єднання (у разі місцевої термообробки).

Висновки

1. Оптимальним інтервалом температури підігріву товстостінних вузлів з теплостійких хромомолібденованадієвих сталей, зварюваних покритими електродами типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5, є 270...300 °С. Температура підігріву 160 °С є критичною у зазначених умовах. Нижче критичної температури підігріву підвищується імовірність появи мікро- і макродефектів металу шва та несприятливих рис його мікроструктури, що позбавляє можливості отримувати працездатні високоякісні зварні з'єднання.

2. Виконання норми твердості (≤ 240 HV) металу, наплавленого електродами типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5, забезпечується зварюванням на режимах без надмірного тепловкладання. Крім того, слід забезпечити параметри післязварювального відпуску: температура – не

нижче 730 °С, час витримки виробу за цієї температури – не менше 3 год.

3. Розроблено технологічні рекомендації щодо отримання зварних з'єднань із хромомолібденованадієвих сталей електродами типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5 з урахуванням імовірності відхилення температури підігріву нижче за оптимальний інтервал та номограму допустимих і критичних теплових режимів зварювання, які передано для практичного застосування на підприємство АТ «Українські енергетичні машини».

Список літератури

1. Царюк А.К., Іваненко В.Д., Проценко Н.О. та ін. (2016) Стандарт організацій України СОУ ВЕА.200.1.1/01:2016. *Зварювання, термічна обробка та контроль трубних систем котлів і трубопроводів при монтажі та ремонті енергетичного устаткування. Організація виконання робіт та технічного обслуговування*. Харків, Фоліо.
2. Герман С.И. (1972) *Электродуговая сварка теплоустойчивых сталей перлитного класса*. Москва, Машиностроение.
3. Хромченко Ф.А., Лаппа В.А. (1991) Влияние тепловых условий сварки на трещиностойкость сварных соединений стали 15X1M1Ф в условиях малоциклового ползучести. *Сварочное производство*, **12**, 33–35.
4. Царюк А.К., Іваненко В.Д., Волков В.В. и др. (2009) *Ремонтная сварка корпусных деталей турбин из теплоустойчивых сталей без последующей термообработки*. Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин: Збірник наук. статей. Київ, ІЕЗ ім. Є.О. Патона, сс. 519–524.
5. ISO/TR 17671-2:2002 (E). *Welding – Recommendations for welding of metallic materials. Part 2: Arc welding of ferritic steels*
6. Ефименко Н.Г., Атоженко О.Ю., Вавилов А.В. (2014) Структура и свойства сварных соединений стали 15X1M-1ФЛ при исправлении дефектов литья способом поперечной горки. *Автомат. сварка*, **2**, 44–48.
7. Земзин В.Н., Шпрон Р.З. (1978) *Термическая обработка и свойства сварных соединений*. Ленинград, Машиностроение.
8. Зубченко А.С., Колосков М.М., Каширский Ю.В. и др. (2003) *Марочник сталей и сплавов*. Москва, Машиностроение.
9. Проценко Н.А. (2017) Внедрение гармонизированных международных и европейских стандартов в сварочное производство Украины. *Автомат. сварка*, **11**, 47–57.
10. Wissenswertes für den Schweißer (2006) *Handbuch der Böhler Schweißtechnik*. Austria GmbH.
11. Welding Filler Metals (2005) *Welding guide of Böhler Thyssen Schweisstechnik*. Deutschland GmbH.
12. ISO 6847:2013 (E). *Welding consumables – Deposition of a weld metal pad for chemical analysis*.
13. (1978) *Сварка в машиностроении: Справочник. В 4-х т. Т. 1*. Москва, Машиностроение.
14. Новиков И.И. (1978) *Теория термической обработки металлов*. Москва, Металлургия.
15. Походня И.К., Швачко В.И. (1997) Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных конструкционных сталей. *Автомат. сварка*, **5**, 3–10.
16. Макаров Э.Л. (1981) *Холодные трещины при сварке легированных сталей*. Москва, Машиностроение.

References

1. Tsaryuk, A.K., Ivanenko, V.D., Protsenko, N.O. et al. (2016) Standard of organizations of Ukraine SOU VEA. 200.1.1/01:2016. *Welding, heat treatment and control of tube systems of boilers and pipelines during installation*

- and repair of power equipment. Organization of works and maintenance. Kharkiv, Folio [in Ukrainian].
- German, S.I. (1972) *Electric arc welding of heat-resistant steels of pearlite class*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 - Khromchenko, F.A., Lappa, V.A. (1991) Influence of thermal conditions of welding on cracking resistance of welded joints of 15Kh1M1F steel under conditions of low-cycle creep. *Svaroch. Proizvodstvo*, **12**, 33–35 [in Russian].
 - Tsaryuk, A.K., Ivanenko, V.D., Volkov, V.V. et al. (2009) *Repair welding of turbine housing parts from heat-resistant steels without postweld heat treatment*. In: Problems of service life and safety of structures, constructions and machines. Kyiv, PWI, 519–524 [in Ukrainian].
 - ISO/TR 17671-2:2002 (E). *Welding – Recommendations for welding of metallic materials. Pt 2: Arc welding of ferritic steels*.
 - Efimenko, N.G., Atozhenko, O.Yu., Vavilov, A.V. et al. (2014) Structure and properties of welded joints of 15Kh1M1FL steel at repair of casting defects by transverse hill method. *The Paton Welding J.*, **2**, 44–48.
 - Zemzin, V.N., Shron, R.Z. (1978) *Heat treatment and properties of welded joints*. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
 - Zubchenko, A.S., Koloskov, M.M., Kashirskiy, Yu.V. (2003) *Grades of steels and alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 - Protsenko, N.A. (2017) Introduction of harmonized international and European standards into welding production of Ukraine. *Avtomatich. Svarka*, **11**, 47–57.
 - Wissenswertes für den Schweißer (2006) *Handbuch der Böhler Sweißtechnik*. Austria GmbH.
 - Welding Filler Metals (2005) *Welding guide of Böhler Thyssen Schweisstechnik*. Deutschland GmbH.
 - ISO 6847:2013 (E). *Welding consumables – Deposition of a weld metal pad for chemical analysis*.
 - (1978) *Welding in mechanical engineering: Refer. book. In: 4 Vol. Vol. 1*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 - Novikov, I.I. (1978) *Theory of heat treatment of metals*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
 - Pokhodnya, I.K., Shvachko, V.I. (1997) Physical nature of hydrogen induced cold cracks in welded joints of high-strength structural steels. *Avtomatich. Svarka*, **5**, 3–10 [in Russian].
 - Makarov, E.L. (1981) *Cold cracks in welding of alloyed steels*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].

TECHNOLOGICAL CONDITIONS OF COATED ELECTRODE WELDING OF HEAT-RESISTANT LOW-ALLOY STEELS

S.I. Moravetskyi, A.K. Tsaryuk, V.Iu. Skulskyi, M.O. Nimko

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

The objective of the work consisted in determination of admissible and critical thermal modes of manual arc welding of chromium-molybdenum-vanadium steels, based on the results of metallographic investigations and measurement of weld metal hardness in as-welded and as-heat treated condition. Experimental butt welded joints of 15Kh1M1F steel were obtained under different thermal conditions. Two parameters of the thermal mode of welding were set: heat input equal to 5.21; 7.78 or 10.2 kJ/cm and temperature of preheating of the metal being welded, equal to 50; 160; 270 or 360 °C. Phoenix SH Kupfer 3 KC coated electrodes of EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5 type were used. The subject of research was metal of the welds of the above-mentioned welded joints. For all the combinations of the heat input and preheating temperature weld metal hardness was measured after welding and after high-temperature tempering. The structure of different zones of welded joint metal was studied to determine the presence of cracklike defects and nature of the microstructure. The main attention was given to weld metal structure. The critical and admissible thermal modes of welding 15Kh1M1F steel by the selected coated electrodes were determined by the quality criteria, namely nature of the microstructure and structural homogeneity, as well as degree of weld metal defectiveness. 16 Ref., 4 Tabl., 7 Fig.

Keywords: welded joints, welding consumables, weld metal, metallographic investigations, microstructure, manual arc welding, hardness, thermal welding mode, heat-resistant steel, cold cracks

Надійшла до редакції 12.06.2023

КАТАЛОГ

найбільш широковідомих порошкових дротів компанії ТОВ «ТМ.ВЕЛТЕК»
Київ-Дніпро 2023, 48 с., www.weldtech-group.com

ЗМІСТ

Порошкові драти для зварювання

- вуглецевих і низьколегованих сталей;
- низьколегованих конструкційних сталей підвищеної міцності і високоміцних сталей;
- хромомолібденових теплотривких сталей;
- різнохідних сталей, наплавлення перехідних шарів і зварювання сталей з обмеженою зварюваністю.

Порошкові драти для зміцнюючого наплавлення

- деформаційно-зміцнювані сплави;
- нержавіючі мартенситні і феритні сталі;
- низько- і середньолеговані сплави;
- сплави, стійкі до абразивного зношення при низьких ударних навантаженнях;
- сплави, стійкі до абразивного зношення при помірних ударних навантаженнях;
- сплави, стійкі до абразивного зношення при високих ударних навантаженнях;
- термообробні сталі для інструментального оснащення;
- порошкові драти для зміцнюючого наплавлення.



Каталог можна замовити в редакції журналу «Автоматичне зварювання»

ВИКОРИСТАННЯ НЕЙРОННИХ МЕРЕЖ ДЛЯ КОНТРОЛЮ ТА КЕРУВАННЯ РЕЖИМАМИ ДУГОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ ПОРОШКОВИМИ ДРОТАМИ

В.Г. Соловійов, Ю.М. Ланкін, І.Ю. Романова

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

Сучасний рівень автоматизації процесів наплавлення вимагає створення відповідних комп'ютерних систем завдання та підтримки заданих режимів процесу в реальному часі, аналізу, обробки і, при необхідності, автоматичної корекції значень цих параметрів з урахуванням їх впливу на глибину проплавлення, частку основного металу в наплавленому металі (ЧОМ), втрат електродного дроту на розбризкування (ВРМ), а також на формування наплавлених валиків, їх розмір і якість. Проведено експерименти та продемонстровано практику створення моделей нейронних мереж (МНМ) на прикладі таких параметрів процесу дугового наплавлення порошковим дротом, як ЧОМ і ВРМ. Ці МНМ були успішно застосовані для прогнозування вказаних технологічних параметрів дугового наплавлення. Для розширення практики використання МНМ в дуговому напавленні потрібно розширення бази даних технологічних параметрів наплавлення, властивостей матеріалів, якості результатів, що отримуються тощо. База даних має бути орієнтована на її застосування під час створення та використання МНМ. Бібліогр. 12, табл. 5, рис. 5.

Ключові слова: дугове наплавлення, режими наплавлення, моделі нейронних мереж, контроль режимів наплавлення, керування процесом наплавлення

Вступ. Сучасний рівень автоматизації процесів наплавлення вимагає створення відповідних комп'ютерних систем завдання і керування параметрами процесу в реальному часі, аналізу, обробки і, при необхідності, автоматичної корекції значень цих параметрів з урахуванням їх впливу на глибину проплавлення, частку основного металу ЧОМ, втрати електродного матеріалу ВРМ, а також на формування наплавлених валиків, їх розмір і якість.

Розробка таких систем потребує урахування багатьох факторів. Зокрема, для дугового наплавлення така система повинна забезпечувати можливість вибору типу та хімічного складу електродного матеріалу (суцільний або порошковий дріт; холоднокатана або порошкова стрічка) та його розмірів (діаметр, переріз); способу наплавлення (під флюсом, відкритою дугою або в захисних газах); завдання та підтримки заданих режимів і техніки наплавлення; позначення випадкових або навмисних відхилень від заданих режимів наплавлення; запам'ятовування та наступного використання оптимальних режимів наплавлення конкретних деталей. Крім того, система повинна враховувати конструкцію та просторове розташування деталі, що наплавляється; умови її експлуатації та хімічний склад основного металу; необхідність попереднього та супутнього підігріву, уповільненого охолодження та термообробки після наплавлення; технічні характеристики використовуваного обладнання для наплавлення; якість електроживлення тощо.

Контроль і аналіз електричних та інших параметрів процесу дугового наплавлення використовується для вибору режиму наплавлення, регулювання процесу наплавлення, визначення особливостей процесу, врахування якості наплавлення. Основний обсяг інформації, який використовується для оцінки компонент технологічного процесу, виходить у результаті аналізу сигналів струму наплавлення $I_{зв}$, напруги на дузі U_d , швидкості подачі електродного дроту V_n , швидкості наплавлення V_n , даних про марку та діаметр електродного дроту, а також захисне середовище. Інші параметри, які характеризують процес дугового наплавлення, на цьому етапі розробки МНМ не враховувалися.

Існуючий досвід [1–7] показує, що сучасний рівень розвитку комп'ютерної техніки та математичне забезпечення може дозволити успішно вирішити ці проблеми з використанням штучних нейронних мереж (ШНМ). ШНМ використовуються для вирішення проблем, які не можуть бути задовільно вирішені за допомогою традиційних аналітичних підходів. Крім того, ШНМ можуть з достатньою точністю прогнозувати вихідний параметр, навіть якщо взаємодію вхідних параметрів не повністю вивчено. Нейронні мережі застосовуються для достатньо точної апроксимації властивостей нелінійних процесів, які містять в собі декілька входів і виходів, одними з яких є процеси зварювання та наплавлення. Перевагою використання ШНМ є простота алгоритмів нав-

Соловійов В.Г. – <https://orcid.org/0000-0002-1454-7520>, Ланкін Ю.М. – <https://orcid.org/0000-0001-6306-8086>,

Романова І.Ю. – <https://orcid.org/0000-0001-7154-1830>

© В.Г. Соловійов, Ю.М. Ланкін, І.Ю. Романова, 2023

чання моделі, достатня точність моделі, адаптація моделі до вхідних/вихідних даних і порівняно висока швидкість розрахунків вихідних змінних моделі.

Мета роботи – розробка моделей штучних нейронних мереж для прогнозування таких параметрів процесу дугового наплавлення, як ЧОМ і ВРМ, і використання цих моделей при створенні комп'ютерних систем автоматичного управління процесами дугового наплавлення електродними дротами.

Матеріали, методи та результати досліджень. Для проведення досліджень [8] було виготовлено дев'ять партій порошкових дротів ПП-Нп-25Х5ФМС діаметром 1,8; 2,4 і 2,8 мм для наплавлення під флюсом, відкритою дугою та в захисних газах. Цими дротами проводили наплавлення зразків у широкому діапазоні режимів наплавлення за струмом і напругою. Експерименти з наплавлення виконували на установці У-653, що була додатково укомплектована комп'ютерним комплексом, який дозволяє фіксувати у пам'яті режим наплавлення за струмом та напругою, записувати в процесі наплавлення струм та напругу безпосередньо на дузі. Всього було виконано дев'ять серій експериментів у наступних діапазонах режимів наплавлення порошковим дротом при швидкості наплавлення 20 м/год. (табл. 1).

Таблиця 1. Режими дугового наплавлення порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС

Номер	Спосіб наплавлення	Діаметр дроту, мм	Струм, А	Напруга, В	Кількість експериментів
1	Відкритою дугою	1,8	160...260	22...29	19
2	Відкритою дугою	2,4	180...300	24...32	22
3	Відкритою дугою	2,8	200...300	24...32	34
4	Під флюсом АН-26	1,8	240...300	26...31	17
5	Під флюсом АН-26	2,4	220...400	22...32	25
6	Під флюсом АН-26	2,8	240...420	22...38	24
7	У суміші газів 82 % Ag + 18 % CO ₂	1,8	220...310	20...30	14
8	У суміші газів 82 % Ag + 18 % CO ₂	2,4	210...440	22...40	12
9	У суміші газів 82 % Ag + 18 % CO ₂	2,8	180...340	22...40	26

Таблиця 2. Наплавлення порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС під флюсом АН-26. Діаметр дроту 1,8 мм, швидкість наплавлення 20 м/год, виліт 15 мм

Номер валика	Режим наплавлення		Формування валиків, наявність пор (свищів)	Вид перенесення електродного металу	ЧОМ, %
	I _н , А	U _н , В			
1	290...241	26...26,9	Вузький високий валик	Великокрапельне перенесення. Допустима кількість обривів	30,5
2	240...245	26...27,9	Хороше формування	Великокрапельне перенесення. Обривів немає	44,0
3	280...290	27...27,8	Нестабільний процес	Великокрапельне перенесення. Обривів немає	44,5
4	300...298	27...27,7	Нестабільний процес	Великокрапельне перенесення. Обривів немає	51,2
5	290...301	30...28,9	Хороше формування	Крапельне перенесення. Обривів немає	44
6	300...311	30...28,6	Задовільне формування	Крапельне перенесення. Обривів немає	48,5
7	290...224	26...26,5	Вузький валик, процес нестабільний	Великокрапельне перенесення. Багато обривів	25,5
8	240...257	27...28,4	Задовільне формування, процес нестабільний	Великокрапельне перенесення. Обривів немає	43,0
9	240...269	30...28,8	Хороше формування	Крапельне перенесення. Обривів немає	41,5
10	240...255	31...29,6	Хороше формування	Крапельне перенесення. Обривів немає	45,0
11	300...319	31...28,5	Хороше формування	Крапельне перенесення. Обривів немає	46,5

Таблиця 3. Вплив способу та режимів дугового наплавлення порошковим дротом ПП-Нп-25Х5ФМС на частку основного металу в наплавленому. Діаметр дроту 1,8 мм

Наплавлення відкритою дугою самозахисним дротом			Наплавлення під флюсом АН-26П			Наплавлення в середовищі захисних газів Ar+CO ₂		
Режим наплавлення		ЧОМ, %	Режим наплавлення		ЧОМ, %	Режим наплавлення		ЧОМ, %
I _н , А	U _н , В		I _н , А	U _н , В		I _н , А	U _н , В	
211	20	38	241	26,9	30,5	160	23	33
218	22,3	45	257	29,1	39	210	23	35,5
239	23,7	45,5	276	29,2	40	260	24	39,5
265	22,7	43,2	301	28,9	44	301	28,3	46
285	25,9	45,7	319	28,5	46,5	315	27,5	45

широкого набору статистичних параметрів електричного стану (ПЕС) процесу для аналізу всіх стадій: вмикання джерела живлення, збудження дуги, сталий дуговий процес, завершення наплавлення або зварювання. ІВС виконує автоматичну ідентифікацію стану процесу наплавлення або зварювання, тим самим виключаючи вплив людського фактору на отримання оцінки статистичних параметрів процесу.

ПЕС процесу, що отримані від ІВС, можуть бути використані як після завершення процесу, так і під час його протікання для отримання інтегрально сгладжених значень за певний проміжок часу. Аналіз кореляційних залежностей між ПЕС і такими, як ЧОМ, ВРМ та іншими параметрами, які суттєво впливають на ефективність процесу, дозволяє виділити найзначущі параметри ПЕС. Ці параметри можуть бути використані при проектуванні системи нейромереж для прогнозування цих параметрів. У табл. 4 наведено приклад значень кореляційного зв'язку r деяких параметрів ПЕС з ЧОМ, ВРМ, наявністю пор у наплавленому валику та стабільністю протікання процесу.

Дякуючи наявності ПЕС, що отримані за допомогою спеціально розробленої для цих цілей ІВС, виникає можливість використання великого об'єму статистичних даних, що містяться в сигналах $U_{зв}$ та $I_{зв}$, для створення моделей нейронних мереж (МНМ) і прогнозування інформації про процес наплавлення, що особливо корисно у випадках, коли отримання такої інформації зі використанням традиційних датчиків може бути ускладненим.

У табл. 4 курсивом позначено параметри, які можна вважати найбільш підходящими для створення масиву даних, що використовуються для навчання МНМ. Передбачається, що для кожного шуканого параметра має сенс створювати окрему МНМ з власним вхідним масивом.

У даній роботі розглядається технологія створення двох МНМ: «МНМ ЧОМ» і «МНМ ВРМ». Зазвичай для моделювання використовуються різні типи ШНМ [11], такі як багатошаровий перцептрон (MLP), радіальна базисна функція (RBF) і карта, що самоорганізується (SOM). MLP з алгоритмом зворотного розповсюдження похибки

навчання широко використовується з-за його простоти та великих можливостей прогнозування при моделюванні наплавлених валиків [7]. Блок-схему такої процедури моделювання нейронної мережі зі зворотним розповсюдженням похибки показано на рис. 1. Найтривалішою процедурою в цій схемі є етап навчання ШНМ, який в основному визначає продуктивність обраної МНМ.

У нашому дослідженні моделювання ШНМ виконується в два етапи: перший етап – навчання мережевої моделі, другий етап – перевірка мережевої моделі на даних, які не використовувались для навчання. Для навчання та оптимізації ШНМ розглянуто два методи. Метод Левенберга-Марквардта і метод «байєсіанської регуляризації». Кожен з цих методів має свої переваги та недоліки. Проте, метод Левенберга-Марквардта має можливість адаптуватися до різних типів задач і даних. Він може автоматично регулювати параметри навчання, такі як крок оновлення вагів, у залежності

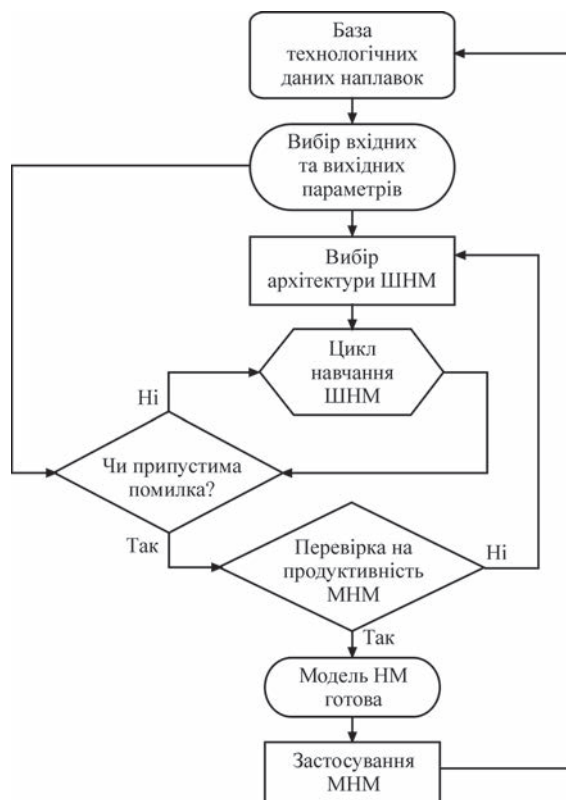


Рис. 1. Блок-схема процедури моделювання нейронної мережі зі зворотним розповсюдженням похибки

Таблиця 4. Кореляційні залежності параметрів процесів наплавлення дротом ПП-Нп-25Х5ФМС діаметром 2,4 мм у середовищі захисного газу $Ar+CO_2$, швидкість наплавлення 20 м/год

Номер з/п	Параметр	Режим наплавлення, В						r, ЧОМ	r, ВРМ	r, пори	r, стабільність
		22	24	26	28	30	32				
1	\bar{U}_n , В	18,8	19,4	21,6	24,1	26,8	30,2	0,90	0,95	0,74	-0,49
2	СКВ \bar{U}_n , В	10,3	8,2	4	2,9	2,1	2	-0,80	-0,9	-0,41	0,54
3	\bar{I}_n , А	312	335	331	342	360	357,1	0,79	0,8	0,48	-0,69
4	СКВ \bar{I}_n , А	178	169	92,9	72,8	59	53,8	-0,85	-0,79	-0,45	0,44
5	\bar{I}_d , А	270	297	322	340	360	356,6	0,78	0,65	0,45	-0,58
6	СКВ \bar{I}_d , А	112	111	71,2	67,2	55,5	50	-0,85	-0,67	-0,5	0,43
7	\bar{U}_d , В	22	22,3	22,2	24,3	26,8	30,3	0,84	0,86	0,83	0,47
8	СКВ \bar{U}_d , В	2,4	2,4	2,1	2,2	1,9	1,9	-0,64	-0,99	-0,54	0,4
9	\bar{I}_{K3} , А	502	527	564	559	741	1020	0,72	0,82	0,91	-0,5
10	СКВ \bar{I}_{K3} , А	172	173	172	158	201	111,7	-0,70	-0,2	-0,88	0,36
11	\bar{U}_{K3} , В	4,8	4,9	5,8	6,6	10,3	11,9	0,8	0,93	0,74	-0,44
12	СКВ \bar{U}_{K3} , В	2,3	2,1	3,6	2,7	3,2	2,1	0,71	0,32	-0,45	0,12
13	\bar{T}_{K3} , мс	5,61	5,01	2,62	1,59	1,81	13,02	-0,69	0,22	0,92	-0,29
14	СКВ \bar{T}_{K3} , мс	7,03	5,54	3,6	2,1	4,85	12,12	-0,76	0,28	0,88	-0,19
15	\bar{T}_d , мс	25	25,2	64,7	148	828	10178	0,64	0,6	0,8	-0,45
16	СКВ \bar{T}_d , мс	0,98	0,72	2,45	6,35	28,5	298,1	0,66	0,61	0,66	-0,46
17	\bar{f}_{K3} , Гц	32,7	33,1	14,8	6,66	1,17	0,06	-0,86	-0,96	-0,48	0,39
18	N, обр/хв	3	0	0	0	0	0	-	-0,5	-0,2	0,89
19	Пит. трив. КЗ, %	18,1	16,6	3,88	1,06	0,21	0,09	-0,60	-0,69	-0,38	0,43
20	I_{mod} , В	226	226	314	326	368	356	0,70	0,77	0,42	-0,38
21	U_{mod} , В	21	22	22	25	27	30	0,62	0,79	0,77	-0,52
22	Провід. дуги, C_m	10,8	10,3	14,3	13	13,6	11,87	0,50	0,62	-0,13	-0,07
23	Мода I_{K3}	460	477	517	483	940	912	0,49	0,89	0,6	-0,37
24	Мода U_{K3}	3	3	5	4	14	9	0,78	0,87	0,3	-0,25
25	Розбризування	1	1	2	2	3	3	-	-	-	-
26	Наявність пор	0	0	0	0	0	1	-	-	-	-
27	ВРМ	3	0	1	1	1	0	-	-	-	-
28	ЧОМ, %	36,48	34,20	45,70	47,90	50,28	62,87	-	-	-	-

Примітка. \bar{U}_n – математичне очікування напруги наплавлення, що включає в себе період запалення дуги; СКВ \bar{U}_n – середньоквадратичне відхилення напруги наплавлення від математичного очікування \bar{U}_n ; \bar{I}_n – математичне очікування струму наплавлення, що містить в собі період запалення дуги; СКВ \bar{I}_n – середньоквадратичне відхилення струму наплавлення від математичного очікування \bar{I}_n ; \bar{I}_d – математичне очікування струму дуги, що виключає періоди початкового запалення дуги, періоди коротких замикань (КЗ) і обривів дуги; СКВ \bar{I}_d – середньоквадратичне відхилення струму дуги від математичного очікування \bar{I}_d ; \bar{U}_d – математичне очікування напруги дуги, що виключає періоди початкового запалення дуги, періоди КЗ і обривів дуги; СКВ \bar{U}_d – середньоквадратичне відхилення напруги дуги від математичного очікування \bar{U}_d ; \bar{I}_{K3} – математичне очікування струмів КЗ, що виключає періоди початкового запалення дуги; СКВ \bar{I}_{K3} – середньоквадратичне відхилення струмів КЗ від математичного очікування \bar{I}_{K3} ; \bar{U}_{K3} – математичне очікування напруги КЗ, що виключає періоди початкового запалення дуги; СКВ \bar{U}_{K3} – середньоквадратичне відхилення струмів КЗ від математичного очікування \bar{U}_{K3} ; \bar{T}_{K3} – математичне очікування тривалості існування дуги (тривалості дуг), що виключає періоди початкового запалення дуги; СКВ \bar{T}_{K3} – середньоквадратичне відхилення тривалості існування дуги від математичного очікування \bar{T}_{K3} ; \bar{T}_d – математичне очікування тривалості існування дуги (тривалості дуг), що виключає періоди початкового запалення дуги; СКВ \bar{T}_d – середньоквадратичне відхилення тривалості існування дуги від математичного очікування \bar{T}_d ; \bar{f}_{K3} – середня за час встановленого процесу частота КЗ; N – кількість обривів за час встановленого процесу, що приведений до хвилини. Пит. трив. КЗ – сумарна тривалість коротких замикань протягом встановленого процесу, що віднесена до періоду встановленого процесу; I_{mod} – мода струму дуги (не включає струми КЗ і обривів), що розрахована протягом встановленого процесу для інтервалу 1 А (найвірогідніше значення струму дуги); U_{mod} – мода напруги дуги (не включає напругу КЗ і обривів), що розрахована протягом встановленого процесу для інтервалу 1 В (найвірогідніше значення напруги дуги). Провід. дуги – відношення I_{mod}/U_{mod} ; мода I_{K3} – мода струму КЗ, мода U_{K3} – мода напруги КЗ.

от характеристик задач і даних. Це робить його універсальнішим і гнучким у використанні.

На практиці нами було надано перевагу методу Левенберга-Марквардта як тому, що має більшу швидкодію, а також більшу точність при зменшенні кількості даних для перевірки з метою збільшення кількості даних для навчання. Щоб знайти оптимальну архітектуру, розглядалась різна кількість нейронів у прихованому шарі та обчислювалась помилка передбачення для кожної

мережі. Було обрано варіант із десяти нейронів у прихованому шарі. Дані для навчання «МНМ ЧОМ» наведено в табл. 5.

У табл. 5 наведено статистичні параметри, що отримані в результаті обробки сигналів напруги на дузі та струму в ланцюгу дуги за певний проміжок часу. Ці параметри було обрано на основі їх найкращої кореляції з параметром ЧОМ, який було розраховано після отримання шліфів наплавлених валиків. У результаті вхід «МНМ ЧОМ»

Таблиця 5. Дані для навчання «МНМ ЧОМ»

$U_{н}, В$	18,8	19,4	21,6	24,1	26,8	30,2	18,5	20,7	21,2	25,2	24,5	27,7
СКВ $U_{н}, В$	10,3	8,2	4	2,9	2,1	2	11,1	7,5	3,8	2,9	2,0	1,9
СКВ $I_{н}, А$	178	169	92,9	72,8	59	53,8	170,9	172,2	91,7	78,9	59,1	55,4
$I_{д}, А$	270	297	322	340	360	356,6	264,5	305,1	326,9	345,7	365,3	387,6
СКВ $I_{д}, А$	112	111	71,2	67,2	55,5	50	119,8	105,3	73,2	70,1	58,6	46,9
$U_{д}, В$	22	22,3	22,2	24,3	26,8	30,3	22,3	20,5	20,3	22,7	26,6	29,5
СКВ $U_{д}, В$	2,4	2,4	2,1	2,2	1,9	1,9	2,4	2,2	1,9	2,1	1,9	1,9
$f_{кз}, Гц$	32,7	33,1	14,8	6,66	1,17	0,06	32,1	35,2	14,5	7,0	1,1	0,1
$I_{н}, А$	312	335	331	342	360	357,1	337,4	306,4	312,1	345,7	334,5	346,5
$I_{кз}, А$	502	527	564	559	741	1020	491,7	541,4	572,5	568,4	751,8	1108,8
$U_{кз}, В$	4,8	4,9	5,8	6,6	10,3	11,9	5,1	4,6	6,0	6,9	10,9	11,2
$T_{д}, мс$	25	25,2	64,7	148	828	10178	25,3	23,2	59,2	138,4	821,2	9910,9
СКВ $T_{д}, мс$	0,98	0,72	2,45	6,35	28,5	298,1	1,0	0,7	2,3	5,8	28,4	280,8
ЧОМ, %	36,48	34,20	45,70	47,90	50,28	62,87	42,36	38,44	44,55	48,71	55,20	62,87

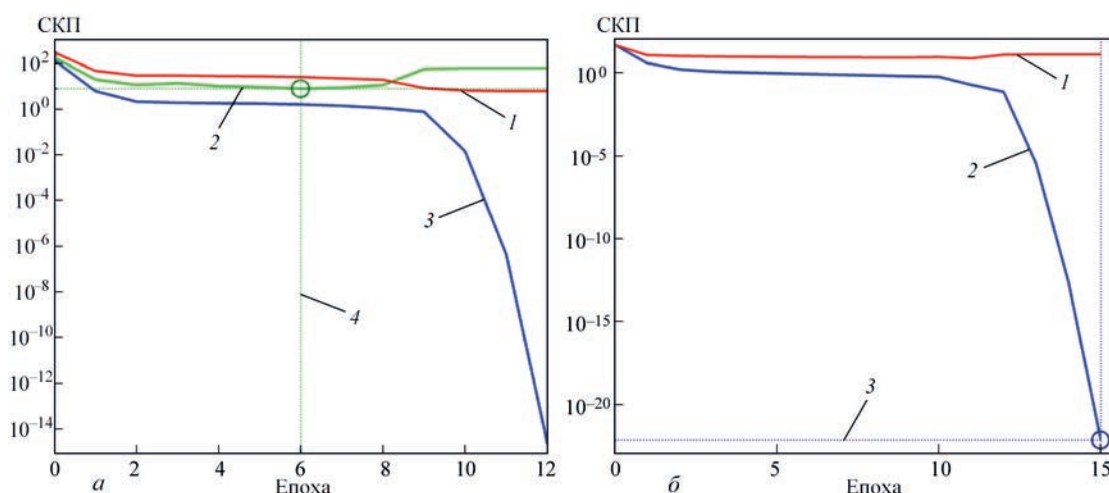


Рис. 2. Динаміка навчання МНМ за двома варіантами розбивки масиву вхідних даних: а – найкраща продуктивність перевірки СКП = 7,7484 в епоху 6, 1 – тестування, 2 – перевірка, 3 – навчання, 4 – найкраще значення; б – найкраща продуктивність перевірки СКП = 7,9612e-20 в епоху 15, 1 – тестування, 2 – навчання, 3 – найкраще значення

сформовано з 13-ти параметрів, кожен з них має 12 станів.

При навчанні «МНМ ЧОМ» використовували два варіанти відсоткової розбивки масиву даних. Перший – тестування 15 %, перевірка 15 %, навчання 70 %; другий – тестування 15 %, навчання 85 %. На рис. 2 наведено графіки динаміки навчання МНМ за першим (рис. 2, а) та другим (рис. 2, б) варіантами розбивки масиву.

У першому варіанті для навчання знадобилося три епохи (циклу) для навчання, оскільки подальше навчання не змінювало СКП для перевірконого масиву. У другому варіанті навчання тривало п’ять епох, що призвело до зменшення СКП для тестуемого масиву. На рис. 3 показано регресійний розподіл значень прогнозуемих значень ЧОМ для першого та другого варіантів відсоткової розбивки масиву даних.

Звідси випливає, що не треба обмежувати можливість навчання МНМ за рахунок зменшення

кількості епох на навчання. У нашому випадку використано другий варіант відсоткової розбивки масиву даних для навчання.

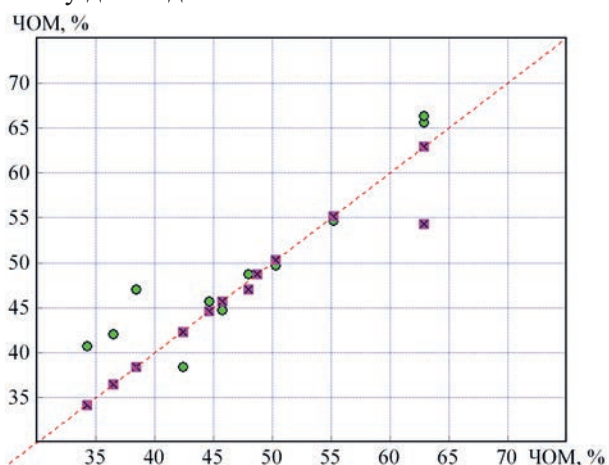


Рис. 3. Варіанти регресійного розподілу прогнозуемих значень ЧОМ: ● – для першого варіанту $R^2 = 0,8523$, тестування 15 %, перевірка 15 %, навчання 70 %; × – для другого варіанту $R^2 = 0,937$, тестування 15 %, перевірка 0 %, навчання 85 %

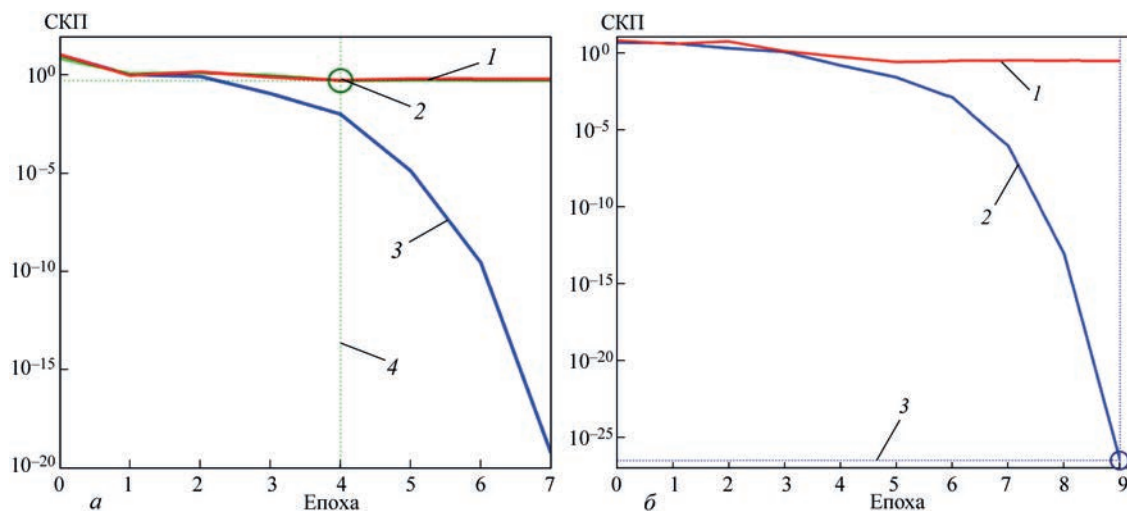


Рис. 4. Динаміка навчання «МНМ ВРМ» за двома варіантами розбивки масиву вхідних даних: *a* – найкраща продуктивність перевірки СКП = 0,4928 в епоху 4, 1 – тестування, 2 – перевірка, 3 – навчання, 4 – найкраще значення; *б* – найкраща продуктивність перевірки СКП = 2,9228e-27 в епоху 9, 1 – тестування, 2 – навчання, 3 – найкраще значення

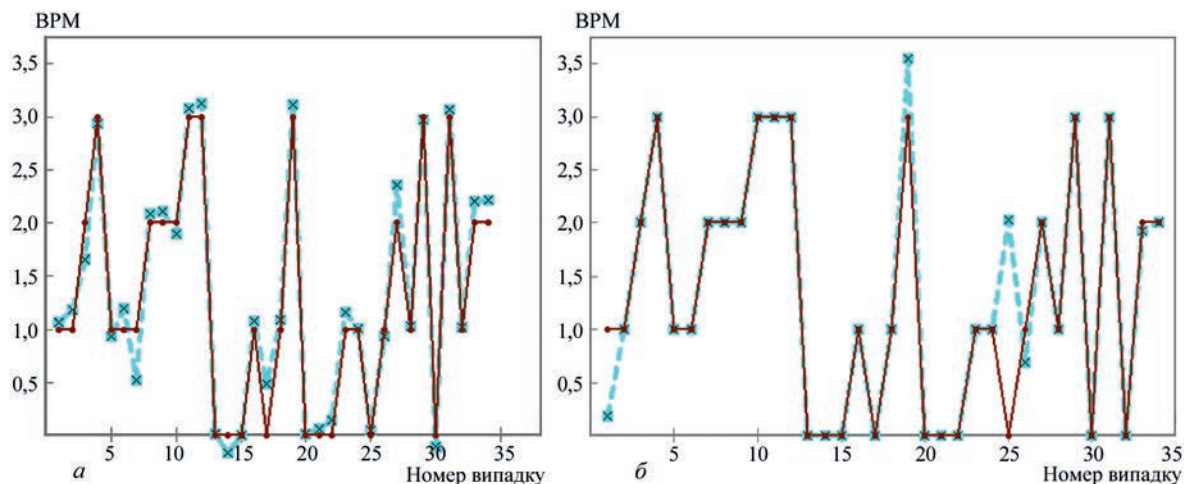


Рис. 5. Відмінності варіантів точності прогнозу «МНМ ВРМ» без проведення (*a*) та з проведенням (*б*) проміжної перевірки навчання: × – прогноз з перевіркою, ● – експертна оцінка (*a*); × – прогноз без перевірки, ● – експертна оцінка (*б*)

Параметру «розбрикування» методом експертних оцінок було присвоєно наступні коди: «немає розбрикування» – 0; «мале розбрикування» – 1; «середнє розбрикування» – 2; «велике розбрикування» – 3.

З метою економії місця дані для навчання «МНМ ВРМ» у статті не наводяться. У результаті вхід «МНМ ВРМ» сформовано з 14-ти параметрів, кожен з них має 34 стани. На рис. 4 наведено графіки динаміки навчання «МНМ ВРМ» за першим (рис. 4, *a*) та другим (рис. 4, *б*) варіантами розбивки масиву.

Як бачимо, у варіанті рис. 4, *б* середньоквадратична похибка навчання «МНМ ВРМ» менша, ніж у варіанті рис. 4, *a*, майже на 26 порядків.

На рис. 5 наведено відмінності обох варіантів точності передбачення «МНМ ВРМ».

На наш погляд особливої різниці в точності прогнозів обох варіантів відсоткової розбивки масиву даних перед навчанням МНМ не спостерігається, якщо при цьому врахувати, що серед-

ньоквадратична похибка навчання «МНМ ВРМ» менша майже на 26 порядків (рис. 5). Можливо, це пов'язано з великою дискретністю вихідного параметра «розбрикування».

Дані експериментів дозволяють зробити висновок про те, що дослідження в області контролю статистичних даних електричних параметрів та їх похідних у реальному часі дійсно можуть бути корисними для створення інформаційної бази, яка дозволить автоматично приймати рішення щодо необхідних значень різних параметрів наплавлення. Для цього можуть використовуватися МНМ.

Реалізація МНМ практично не залежить від кількості точок, що обробляються. Це означає, що складність системи не збільшується зі збільшенням кількості точок, що обробляються. Проте зі збільшенням кількості даних для навчання МНМ може стати точнішою у своїх прогнозах. Таким чином, використання нейромережевих технологій для прогнозування необхідних значень параметрів наплавлення є перспективним підходом.

Висновки

1. Виявлено кореляційні зв'язки між статистичними параметрами напруги та струму дуги з технологічними параметрами (ЧОМ і ВРМ) різних способів дугового наплавлення порошковим дротом типу ПП-Нп-25Х5ФМС на вуглецеву конструкційну сталь. За рахунок параметрів електричного стану, що отримані за допомогою розробленої з цією метою інформаційно-вимірювальної системи, надається можливість використання великого обсягу статистичних даних, що містяться в сигналах напруги та струму наплавлення, для створення МНМ і прогнозування інформації про процес наплавлення.

2. Проведено експерименти та продемонстровано практику створення МНМ на прикладі таких технологічних параметрів процесу дугового наплавлення порошковим дротом, як ЧОМ і ВРМ. Ці МНМ було успішно застосовано для прогнозування та контролю вказаних параметрів у процесі дугового наплавлення [12].

3. Для розширення практики використання нейромережових технологій в дуговому наплавленні потрібно виконати розширення і структуризацію бази даних досвіду та практики наплавлення зі збереженням інформації про використовувані способи наплавлення, властивості матеріалів, якості результатів, що отримуються і т. п. База таких даних має бути орієнтована на застосування її під час створення моделей нейронних мереж.

Список літератури/References

1. Baicun Wang, S. Jack Hu, Lei Sun et. al. (2020) Intelligent welding system technologies: State-of-the-art review and perspectives. *J. of Manufacturing Systems*, **56**, 373–391. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmsy.2020.06.020>.
2. Zeqi, Hu, Xunpeng, Qin, Yifeng, Li et al. (2020) Welding parameters prediction for arbitrary layer height in robotic wire and arc additive manufacturing. *Journal of Mechanical Science and Technology*, **34**(4), 1683–1695. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12206-020-0331-0>.
3. Jun, Xiong, Guangjun, Zhang, Jianwen, Hu et. al. (2014) Bead geometry prediction for robotic GMAW-based rapid manufacturing through a neural network and a second-order regression analysis. *J. of Intelligent Manufacturing*, **25**(1), 157–163. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10845-012-0682-1>.
4. Ghanty, P., Vasudevan, M., Mukherjee, D.P. et al. (2008) Artificial neural network approach for estimating weld bead width and depth of penetration from infrared thermal image of weld pool. *Science and Technology of Welding and Joining*, **13**(4), 395–401. DOI: <https://doi.org/10.1179/174329308X300118>.
5. Sukhomay, Pal, Surjya, K. Pal, Arun, K. Samantaray (2002) Artificial neural network modeling of weld joint strength prediction of a pulsed metal inert gas welding process using arc signals. *J. of Materials Processing Technology*, **202**(1–3), 464–474. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.09.039>.
6. Oludare Isaac Abiodun, Aman Jantan, Abiodun Esther Omolara et al. (2018) State-of-the-art in artificial neural network applications: A survey. *Heliyon*, **4**(11), DOI: <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2018.e00938>.
7. Ill-Soo Kim, Joon-Sik Son, Sang-Heon Lee et al. (2004) Optimal design of neural networks for control in robotic arc welding. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, **20**(1), 57–63. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0736-5845\(03\)00068-1](https://doi.org/10.1016/S0736-5845(03)00068-1).
8. Ryabtsev, I.A., Lankin, Yu.N., Soloviov, V.G. et al. (2015) Computer information-and-measuring system for investigation of arc surfacing processes. *The Paton Welding J.*, **9**, 32–35. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwg2015.09.05>.
9. Soloviov, V.G. (2018) Internet database of arc surfacing process using flux-cored wires. *The Paton Welding J.*, **1**, 38–41. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwg2018.01.08>.
10. Lankin, Yu.N., Soloviov, V.G. (2016) Information-measuring system for arc welding and surfacing. *The Paton Welding J.*, **11**, 36–42. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwg2016.11.06>.
11. Beale, M.H., Hagan, M.T., Demuth, H.B. (2010) *Neural network toolbox. User's guide. Version 7*. USA, Natick, Mass.
12. Ryabtsev, I.A., Soloviov, V.G., Lankin, Yu.N. et al. (2017) Computer system for automatic control of arc surfacing processes using electrode wires. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 34–36. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwg2017.06.07>.

APPLICATION OF NEURAL NETWORKS FOR MONITORING AND CONTROL OF THE MODES OF FLUX-CORED WIRE ARC SURFACING

V.G. Soloviov, Yu.M. Lankin, I.Yu. Romanova

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

E-mail: hhsova@gmail.com

Modern level of automation of surfacing processes requires development of the appropriate computer systems for setting and maintaining the set process modes in real time, analysis, processing and, if required, automatic correction of these parameter values, allowing for their influence on penetration depth, base metal proportion in the deposited metal (BMP), spattering losses of electrode wire (SLM), as well as formation of the deposited beads, their size, and quality. Experiments were conducted and practical methods of development of neural network models (NNM) were demonstrated in the case of such parameters of flux-cored wire arc surfacing as BMP and SLM. These NNM were applied with success for prediction of the above technological parameters of arc surfacing. Widening practical application of NNM in arc surfacing requires expansion of the data base of surfacing technological parameters, material properties, quality of the obtained results, etc. The data base should be focused on application during NNM development and use. 12 Ref., 5 Tabl., 5 Fig.

Keywords: arc surfacing, surfacing modes, neural network models, surfacing mode monitoring, surfacing process control

Надійшла до редакції 17.07.2023



Short history
of "The Paton Welding Journal"
since 1989 via link:

<http://patonpublishinghouse.com/tpwj/pdf/2022/tpwj202201part.pdf>

ТЕХНОЛОГІЯ ТА ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО СПІКАННЯ ТВЕРДОСПЛАВНИХ ЗАГОТОВОК

В.М. Нестеренков¹, К.С. Хрипко¹, В.В. Лук'янов¹, М.О. Сисоєв², В.В. Чернявський²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: nesterenkov@technobeam.com.ua

²ПАТ «ПлазмаТек». 21036, м. Вінниця, вул. Максимовича, 18. E-mail: sysoev.maksym@tve.com.ua

У статті розглянуто застосування електронного пучка в технології високошвидкісного спікання заготовок із твердого сплаву, який отримано із вторинної сировини, а також високопродуктивне обладнання, що розроблено в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України для впровадження цієї технології. Бібліогр. 9, рис. 7.

Ключові слова: електронно-променева обробка, твердий сплав, спікання

Вступ. Потужний електронний пучок вже багато років використовується у промислових цілях як інструмент термічного впливу на метали та їх сплави. Спочатку він використовувався тільки для зварювання, наплавлення та переплаву металів. Пізніше, у міру розвитку керуючої апаратури, його стали використовувати й для інших завдань, наприклад, для локальної термічної обробки [1, 2] (попереднього нагріву, гарту, повного та неповного відпалу), а також в адитивних процесах як з використанням наплавного дроту, так і порошкових матеріалів [3, 4]. У цій статті розглянуто застосування електронного пучка в технології спікання (умовно) циліндричних заготовок із твердого сплаву, а також відповідне обладнання для реалізації цього процесу на масових партіях таких виробів.

Технологія спікання заготовок із твердого сплаву ВК. Тверді сплави мають широке технічне застосування. При цьому для їх виробництва використовуються ресурси, світові запаси яких є обмеженими. Виявлені та прогнозовані світові ресурси вольфраму оцінюються в 21 млн. т [5]. При цьому в Україні запаси вольфрамових руд зосереджені переважно в північно-західній частині Українського кристалічного щита (південно-західна частина фундаменту Східноєвропейської платформи) і оцінюються в 105 тис. т металу [6]. А щорічні потреби України у вольфрамовій продукції становлять 2,5 тис. т і невпинно зростають. Тому в наш час для виробництва твердосплавних деталей також використовують порошок карбіду вольфраму, отриманий із вторинної сировини (наприклад, з відпрацьованих ріжучих інструментів, штампів, прес-форм, філь'єр тощо). Наявна технологія переробки відходів твердих сплавів є екологічно безпечною (тобто не шкодить навколишньому середовищу) та забезпечує отримання високоякісної, тобто високочистої, сировини.

Зміна параметрів процесу карбідизації дозволяє керувати розміром частинок порошку кар-

біду вольфраму в діапазоні від 50 нм до 10 мкм (рис. 1). У залежності від області застосування та умов експлуатації конкретної деталі підбирається відповідний склад і зернистість сплаву.

Виготовлення «сирої» заготовки проводиться за традиційною технологією: змішування компонентів, замішування на пластифікаторі, формування твердосплавних заготовок на гідравлічних пресах у сталевих прес-формах, видалення пластифікатора під час попереднього спікання у водневому середовищі. Далі ці заготовки потребують ще остаточного спікання.

Слід зазначити, що під час традиційного пічного спікання твердих сплавів при появі рідкої фази спостерігається інтенсивне зростання карбідних зерен, що обумовлене процесом перекристалізації карбіду через рідку фазу, а також зростання сусідніх зерен – внаслідок переважного росту одного зерна за рахунок інших. Для запобігання цих явищ використовують інгібітори росту, а саме карбіди ванадію, хрому та ін.

На відміну від традиційної технології електронно-променева технологія, по-перше, може забезпечити високі швидкості спікання і, по-друге, завдяки високій керованості самого процесу дозволяє достатньо «тонко» керувати мікроструктурою сплаву (рис. 2). При бомбардуванні «сирої» заготовки електронним пучком із прискорювальною напругою високовольтного джерела живлення 60 кВ близько 75 % його потужності перетворюється на тепло у поверхневому шарі заготовки завтовшки S близько 10 мкм [7]. З поверхневого шару тепло поширюється углиб заготовки згідно з законами теплопровідності. Після припинення підведення енергії від електронного пучка поверхневий шар швидко охолоджується. Час охолодження τ є пропорційним товщині S поверхневого шару, що опромінюється, і обернено пропорційним температуропровідності матеріалу a , точніше цей час $\tau \sim S^2/a$. Якщо, наприклад, для сталей температу-

Нестеренков В.М. – <https://orcid.org/0000-0002-7973-1986>, Максимов С.Ю. – <http://orcid.org/0000-0002-5788-0753>

© В.М. Нестеренков, К.С. Хрипко, В.В. Лук'янов, М.О. Сисоєв, В.В. Чернявський, 2023

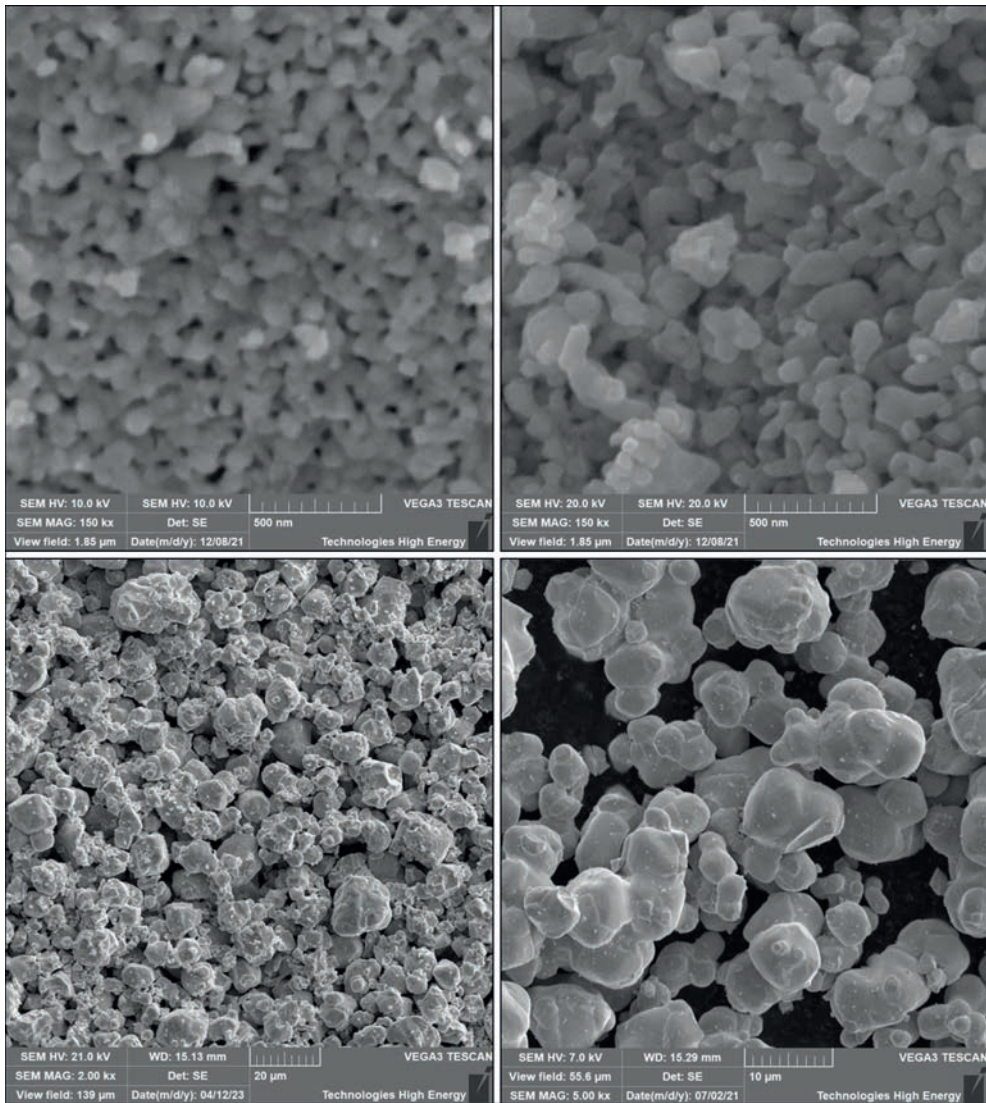


Рис. 1. Морфологія частинок порошку сплаву ВК

ропровідність $a = 0,05 \text{ см}^2/\text{с}$, то час охолодження $\tau = 2 \cdot 10^{-5} \text{ с}$. Такі значні швидкості охолодження дозволяють уникнути інтенсивного зростання карбідних зерен без використання інгібіторів росту.

Номенклатура виробів, що виготовляються за даною технологією, включає: металургійні, прокатні та направляючі ролики, ролики для рихтування дроту в волочильних станах, різний волочильний інструмент, рубочні ножі, борфрези, спеціальні вироби військового призначення тощо (рис. 3).

Установка для електронно-променевого спікання твродсплавних заготовок. Фахівцями Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України (ІЕЗ) розроблено та виготовлено на базі ДП «Інженерний центр електронно-променевого зварювання» установку СВ-229 для електронно-променевої обробки (ЕПО) твродсплавних попередньо спечених заготовок з метою їх остаточного спікання. Загальний вигляд цієї установки показано на рис. 4. За винятком внутрішньокамерних механізмів ця установка має конструкцію, що здебільшого є типовою для електронно-променевого зварювально-

го устаткування, розробленого в ІЕЗ, з аналогічним об'ємом вакуумної камери [8, 9]. Вакуумна камера (рис. 4, поз. 2) має прямокутну форму і внутрішній об'єм $\sim 0,5 \text{ м}^3$. Її двері (рис. 4, поз. 3) зсуваються ліворуч вздовж площини переднього торця (коміра) камери. За допомогою рухливих завіс двері підвішені на поздовжній напрямній. Зсув дверей виконується за допомогою пневмоциліндра. Камеру розміщено на жорсткій рамі. До отвору в задній стінці камери консольно прикріплено корпус вертикального пневматичного вакуумного затвору (рис. 4, поз. 4), до якого знизу послідовно приєднані водоохолоджувана пастка та дифузійний насос. На деякій відстані від них на полу розташована механічна форвакуумна станція, що складається з послідовно працюючих роторного та двороторного насосів. Електронно-променева гармата (рис. 4, поз. 1) нерухомо закріплена на даху камери і має строго вертикальну орієнтацію. Для ізоляції джерела електронів гармати від внутрішнього об'єму вакуумної камери слугує пневматичний шибер. Вихлоп турбомолекулярного насоса гармати через клапан з'єдна-

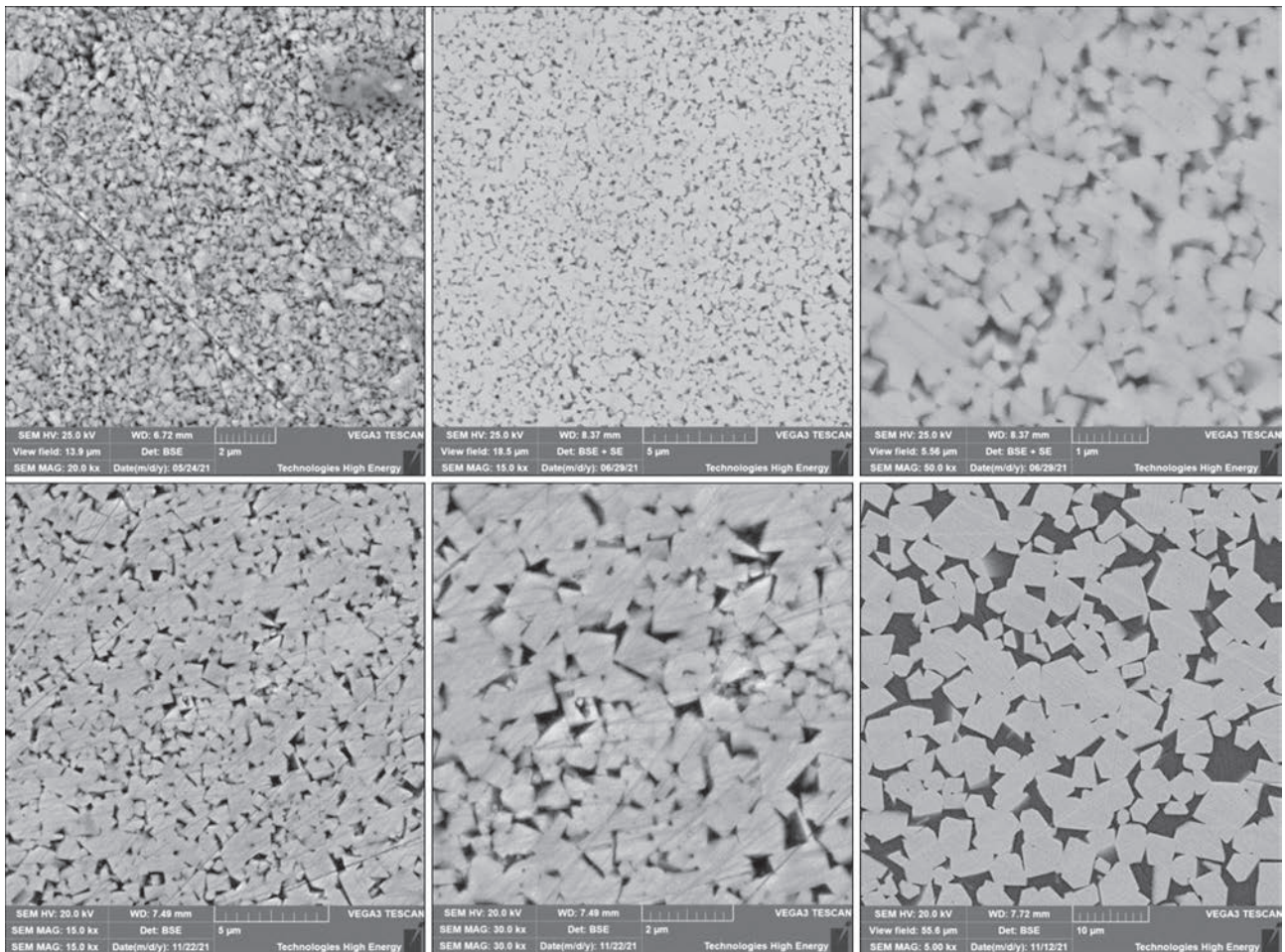


Рис. 2. Мікроструктура сплавів ВК, отриманих електронно-променевим спіканням



Рис. 3. Вироби, які виготовлено методом електронно-променевого спікання

но з об'ємом вакуумної камери, тобто роль ступеня попереднього відкачування гармати виконує об'єм самої камери. Продуктивність вакуумної системи установки є достатньою для створення тиску у вакуумній камері $2 \cdot 10^{-4}$ мбар і, відповідно, $5 \cdot 10^{-5}$ мбар у гарматі приблизно за 15 хв.

Робоче місце оператора установки знаходиться праворуч від вакуумної камери перед шафою керування (рис. 4, поз. 5). Відповідно, у правій стінці камери розташовано похилий тубус головного вікна – для візуального спостереження за подіями в камері (рис. 5).

Основний монітор шафи керування знаходиться на рівні погляду людини середнього зросту, що стоїть на підлозі. Він відображає графічний інтерфейс

програми керування установкою (верхнього рівня, що працює під ОС Windows), включно з системою вторинно-емісійного спостереження РАСТР-6.

Вище основного монітора закріплено додатковий монітор, що призначений для виведення зображення від відеокамери (а також, якщо потрібно, для виведення оперативної інформації програми керування нижнього рівня, що працює під ОС QNX). Відеокамеру встановлено на даху вакуумної камери навпроти невеличкого вікна.

З лицьового боку шафи керування також знаходяться два промислові комп'ютери системи управління установкою (верхнього та нижнього рівнів), блок безперебійного живлення цих комп'юте-



Рис. 4. Установка для ЕПО твердосплавних заготовок: 1 – електронно-променева гармата; 2 – вакуумна камера; 3 – зсувні двері; 4 – вакуумна система; 5 – шафа керування; 6 – силова шафа; 7 – шафа зварювального високовольтного джерела живлення; 8 – завантажувальний пристрій для двох барабаних магазинів деталей

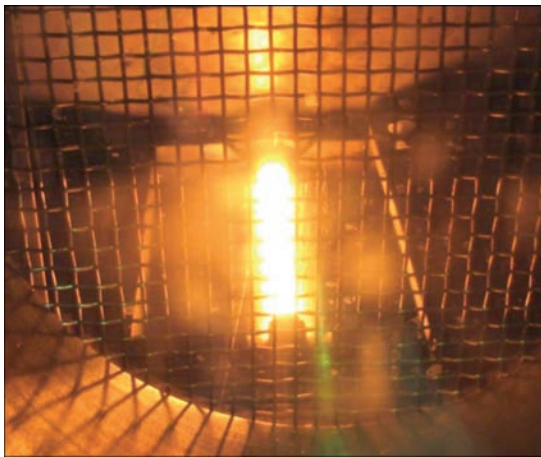


Рис. 5. Спостереження за процесом ЕПО через головне вікно рів, промисловий блок клавіатури і тачпаду (для комп'ютера верхнього рівня), перетворювач турбомолекулярного насоса гармати, блок управління системою вторинноemisійного спостереження РАСТР-6 і кнопкова панель управління зварювальним високовольтним джерелом живлення.

Праворуч від шафи керування, впритул до неї, розміщено силову шафу (рис. 4, поз. 6) з пускорегулюючою апаратурою вакуумної системи та управління елементами системи SIEMENS Sinamics S120. Ще правіше розміщено шафу (рис. 4, поз. 7) зварювального високовольтного джерела живлення 15 кВт/60 кВ інверторного типу.

Установку укомплектовано автономною системою водяного охолодження з промисловим чилером, який розміщено ліворуч від вакуумної системи.

На відміну від вищеописаних конструктивних рішень, які є звичними для електронно-променевого обладнання, нижче розглянуто особливості установки, пов'язані із специфікою ЕПО.

І вакуумна камера, і двері цієї установки мають порожнисту конструкцію для циркуляції охолоджуючої води. Це дає можливість довготривалої ЕПО, у тому числі забезпечуючи стабільність за-

гальної геометрії камери – насамперед просторової орієнтації поздовжньої осі електронно-променевої гармати.

Для захисту головного вікна від довготривалого теплового випромінювання та напilenня в процесі ЕПО слугує пристрій на внутрішній стінці камери у вигляді пари вертикальних металевих ступок, одночасний протилежно направлений рух яких забезпечує виведений назовні ручний привод (його руків'я знаходиться збоку від вікна).

Крім вищезгаданого віконця для відеокамери, на даху вакуумної камери є ще одне невеличке вікно – для високотемпературного пірометра OPTRIS CTratio 2M (що у двоколірному режимі розрахований на діапазон температур 550...3000 °С). Зауважимо, що фірмову програму пірометра встановлено на комп'ютер верхнього рівня і вона використовується паралельно з основною програмою керування установкою.

Обидва вищезгадані віконця (для відеокамери і пірометра) мають спільну ручну екрануючу заслінку, теж для захисту від нагріву та напilenня при ЕПО. Таким чином, в установці передбачається лише порівняно короткочасне візуальне спостереження (відеокамерою або безпосередньо очима) за процесом ЕПО, а також вимірювання температури заготовок при обробці. Навпаки, вторинноemisійне спостереження за процесом ЕПО доступне постійно.

Це були, хоч і пов'язані з процесом ЕПО, але допоміжні конструктивні елементи. Далі розглянуто специфічні елементи, що безпосередньо беруть участь у цьому процесі.

Насамперед відзначимо, що дана установка призначена для ЕПО заготовок виключно з циліндричною зовнішньою поверхнею, початковими діаметром 15...30 мм і довжиною до 30 мм. Хоча у реальності конструкція установки дозволяє проводити обробку заготовок ширшого діапазону, у тому числі з кінцевим діаметром всього 6 мм, у базовій комплектації установки передбачено оснащення лише для трьох типорозмірів заготовок (початкові діаметр і довжина відповідно): 30×30, 25×25 і 15×15 мм.

У технологічному циклі ЕПО задіяно такі механізми: барабаний магазин для деталей, що повинні оброблятися; механізм робочого обертання деталей (обертач), на якому безпосередньо і виконується ЕПО; механізм повздовжньої подачі деталей при їх завантаженні на обертач та вивантаженні з нього; піддон для оброблених деталей; а також завантажувальний пристрій для двох барабаних магазинів (рис. 4, поз. 8). Усі заготовки, які повинні бути оброблені за один сеанс вакуумування камери, знаходяться в комірках барабанного магазину (рис. 6, поз. 4). У камері магазин підві-

шений на її лівій внутрішній стінці. Для цього до стінки прикріплено дві горизонтальні циліндричні рейки (рис. 6, поз. 5), на які щільно спіраються чотири опорні колеса (ролика) базової плити магазину, так що він може вільно рухатись вздовж цих рейок до обмежувального упору. Цей упор разом з фіксатором на базовій плиті визначають робочу позицію магазину в камері.

Установка має два однакові барабанні магазини. Кожен з них має комплект з трьох змінних вкладишів (рис. 6, поз. 7) із відкритими комірками по зовнішньому периметру де і містяться заготовки трьох вище згаданих типорозмірів. Вкладиші насуваються на зовнішній діаметр барабана (рис. 6, поз. 8), а напрямна шпонка забезпечує фіксування від прокручування. Поперечні розміри комірок у цих вкладишах відрізняються, тому відрізняється і кількість комірок у них: 60 комірок для типорозміру «15 мм», 40 – для «25 мм» і 36 – для «30 мм». Кутовий крок між комірками є цілочисловим і дорівнює 6, 9 та 10° відповідно. Довжина комірок є однаковою та дорівнює 212 мм. Заготовки утримуються від випадання з відкритих комірок зовнішньою нерухомою обичайкою (рис. 6, поз. 9), що знизу має повздовжню щілину (рис. 7, поз. 1). Впритул до цієї щілини розташовано пару стулок (рис. 7, поз. 2), повздовжній зазор між якими устанавлюється залежно від типорозміру заготовок. Таким чином, при повороті барабана на відповідний кутовий крок з поточної нижньої комірки у цей зазор вниз випадають заготовки (одна з послідовних операцій завантаження обертача). Відкриті кінці комірок закриваються загальною

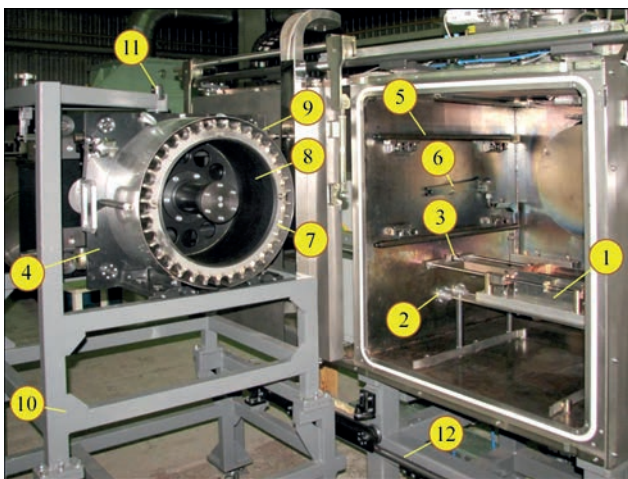


Рис. 6. Загальний вигляд більшості механізмів, що пов'язані з ЕПО: 1 – механізм обертання деталей; 2 – привід цього механізму; 3 – механізм повздовжньої подачі деталей; 4 – барабанний магазин деталей; 5 – рейки підвіски магазину в камері; 6 – привід магазину; 7 – змінний вкладиш з комірками для деталей; 8 – поворотний барабан магазину; 9 – зовнішня обичайка магазину; 10 – рама завантажувального пристрою; 11 – поворотний вузол підвіски для двох барабанних магазинів цього пристрою; 12 – горизонтальна опорна рейка цього пристрою

кришкою (рис. 7, поз. 3), яка одягається на торець барабана і швидко з'єднується з ним.

Маточина барабана через пару підшипників опирається на нерухомий трубчастий вал, що приєднаний перпендикулярно до базової плити магазину. Для повороту барабана використовується такий технічний прийом, як водило. Крізь отвір трубчастого валу проходить стрижень, що з'єднує торцевий фланець на маточині барабана з приводною вилкою цього водила. Відкритий назовні паз вилки знаходиться в зачепленні (зчеплення/розчеплення можливе лише за горизонтальної орієнтації вилки) з приводним пальцем електромеханічного привода повороту барабана (рис. 6, поз. 6). Більшість елементів цього приводу виведено крізь ущільнення назовні вакуумної камери. Передбачається, що коли магазин відчеплений від приводу, зокрема коли магазин знаходиться зовні вакуумної камери, для запобігання самовільному повороту барабана оператор повинен зафіксувати його вручну за допомогою ригельного фіксатора. У подальшому при черговому зчепленні магазину з приводом цей фіксатор автоматично скидається.

Таким чином, вісь повороту барабана магазину і, відповідно, всі комірки орієнтовані вздовж повздовжньої осі камери. Більш того, обидві осі, вісь повороту барабана і вісь приводу цього повороту збігаються та приблизно перетинаються з повздовжньою віссю електронно-променевої гармати.

Магазин заповнюють заготовками зовні вакуумної камери та вже потім переміщують до

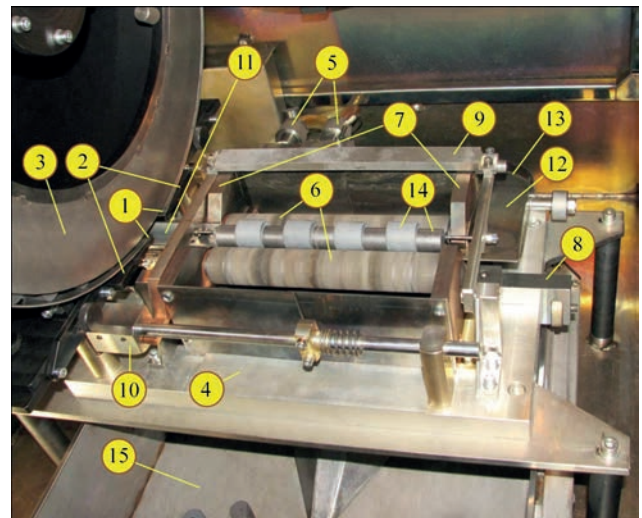


Рис. 7. Внутрішньокамерне оснащення для ЕПО крупним планом: деталі барабанного магазину: 1 – щілина у зовнішній обичайці; 2 – пара нижніх повздовжніх стулок; 3 – торцева кришка барабана; деталі обертача: 4 – базова плита; 5 – водяне охолодження базової плити; 6 – робочі валки; 7 – пара опорних шік одного з валків; 8 – шаблон для позиціонування валків; 9 – підйомна рамка обмежувачів деталей; 10 – блокуючий кулачок фіксатора підйомної рамки; 11 – приймальний лоток; 12 – похилий вивантажувальний лоток; 13 – гвинтовий лоток; інше; 14 – заготовки та графітові проставки; 15 – піддон для оброблених деталей

неї. Для таких операцій слугує завантажувальний пристрій. Це рамна конструкція (рис. 6, поз. 10), у верхній частині якої знаходиться поворотний вузол рейкової підвіски (рис. 6, поз. 11), що розрахована на два магазини. Це дві пари рейок, що аналогічні встановленим у камері та розташовані у двох паралельних площинах, які рівновіддалені від вертикальної осі повороту. Підвішені магазини зорієнтовані барабанами назовні у протилежних напрямках і можуть мінятися місцями при повороті вузла підвіски на 180°.

Для переміщення магазину в вакуумну камеру та з неї назовні вжито відповідних конструктивних заходів. Завантажувальний пристрій розміщено перед дверима камери (не заважаючи їх зсуву). З дальнього від дверей краю пристрій двома поворотними колесами спирається на цехову підлогу. З ближнього ж краю він двома роликми спирається на горизонтальну напрямну рейку (рис. 6, поз. 12), що прикріплена до рами камери паралельно площині її дверного коміра. Таким чином, пристрій можна вручну рухати вздовж рейки від упору до упору. У крайній лівій позиції пристрій не заважає вільному доступу до дверного отвору камери. Відповідно крайня права позиція – це позиція стикування з камерними рейками, коли поточна права пара рейок пристрою повинна знаходитись в одній площині з парою камерних рейок. Підпружинений фіксатор запобігає самовільному поздовжньому зсуву пристрою з цієї позиції. Крім того, паралельність рейок пристрою площині камерних рейок забезпечує фіксатор кута повороту вузла рейкової підвіски цього пристрою. Для безпосереднього (ручного) переміщення барабанного магазину між рейками завантажувального пристрою та камери у зазор між ними встановлюється знімна рейкова перемичка, що легко монтується.

Передбачається, що в налагодженому виробничому циклі під час кожного сеансу вакуумування камери (для виконання ЕПО) раніше наповнений магазин знаходиться в камері, а поточна права пара рейок завантажувального пристрою залишається порожньою – чекає на зворотне переміщення цього, вже порожнього, магазину з камери. Відповідно увесь час цього сеансу вакуумування другий магазин знаходиться на лівій парі рейок цього пристрою. Зазвичай він порожній, тому до закінчення поточного сеансу вакуумування оператор повинен вручну заповнити кожен комірку магазину відповідною кількістю заготовок (залежно від типорозміру). Крайніми з обох кінців кожної комірки мають бути циліндричні графітові проставки. Між ними укладається переміжний ланцюжок з твердосплавних заготовок і графітових проставок. Це мають бути 3 заготовки для типорозміру «30», 4 – для «25» та 6 – для «15» відповідно. Взагалі-то

між крайніми проставками можна класти й одні тільки заготовки і це збільшить загальну кількість заготовок, що обробляються за раз. Але надійніше все ж використовувати проміжні проставки. Початкову, саму нижню, комірку завжди залишають порожньою, бо вона знаходиться над поздовжньою щілиною в зовнішній обичайці магазину.

Основний елемент механізму обертання деталей (обертача) – це пара графітових валків із циліндричною робочою поверхнею завдовжки 208 мм (рис. 7, поз. 6). Синхронне обертання валків забезпечує рівномірне обертання заготовок (рис. 7, поз. 14) під час ЕПО. Більш тонкі кінці валків спираються на опорні втулки, що фіксовані в отворах вертикально розташованих мідних щік (рис. 7, поз. 7). Останні своїми нижніми торцями прикріплені до масивної горизонтальної базової плити (рис. 7, поз. 4), яка має внутрішні канали для водяного охолодження (рис. 7, поз. 5). Дистанція між валками регулюється в залежності від типорозміру заготовок, так щоб кут контакту валків з необробленою заготовкою і з нею після завершення спікання змінювався приблизно від 110 до 125°. При цьому валки повинні бути симетричними відносно вертикальної поздовжньої площини, вздовж якої виконується технологічна поздовжня осциляція електронного пучка (максимальна довжина розгортки електронного пучка на цій робочій відстані не менше 190 мм). Спеціальний рухомий шаблон (рис. 7, поз. 8) полегшує виставлення необхідної дистанції з дотриманням вищезазначеної умови.

Привідний кінець кожного з валків (зі сторони лівої стінки камери) через подвійний карданний зв'язок з'єднаний зі спільним електромеханічним приводом (рис. 6, поз. 2). Привід також виведений крізь ущільнення назовні вакуумної камери.

Осьовому зміщенню заготовок із зони обробки перешкоджають обмежувачі з обох кінців робочих поверхонь валків (відстань між ними – 210 мм). Стрижні обмежувачів укріплені в бокові стінки П-подібної рамки (рис. 7, поз. 9). Відкритою стороною ця рамка шарнірно з'єднана з двома вертикальними кронштейнами, що прикріплені до базової плити. У вільному стані, з закритої сторони, рамка спирається на упор на дальній лівій щоці. Коли рамка піднята, рухомий підпружинений фіксатор своїм кулачком (рис. 7, поз. 10) може блокувати такий стан рамки і це дозволяє прохід під нею заготовок під час завантаження обертача.

Біля лівого краю робочої поверхні валків розташований V-одібний приймальний лоток (рис. 7, поз. 11) – уздовж вищезгаданої вертикальної поздовжньої площини. У нього випадають заготовки з барабанного магазину при повороті барабана «на одну комірку». Висота розміщення лотка регулюється залежно від типорозміру заготовок так,

щоб місця контакту заготовок з похилими стінками лотка були трохи вищими від місць їх контакту з валками. Це дозволяє легко пересувати заготовки з лотка на робочі валки.

З правого краю обертача розташований похилий вивантажувальний лоток (рис. 7, поз. 12) для приймання вже оброблених деталей з валків. Рівень цього переходу регулюється нахилом лотка – залежно розміру компактованих заготовок. Протилежний край цього лотка переходить у гвинтовий лоток (рис. 7, поз. 13), що забезпечує скочування оброблених заготовок і проставок у піддон (рис. 7, поз. 15), який лежить на полу вакуумної камери (який охолоджується водою). Передбачено два однакові піддони для швидкої заміни наповненого піддона порожнім. Для витягування наповненого піддону з камери (після відчинення її дверей) передбачено ручний вилковий підйомник, що зроблений на базі стандартного виробу. Встановити порожній піддон у камеру можна як за допомогою цього підйомника, так і вручну.

Механізм повздовжньої подачі, фактично, це промисловий лінійний актуатор (електроциліндр) з робочим ходом штока до 600 мм. Сам актуатор розташований зовні вакуумної камери, а його подовжений шток заходить у камеру через ущільнення. На кінці штоку закріплений наконечник спеціальної форми, яка обумовлена тим, що цей механізм, крім подачі необроблених заготовок на обертач і вивантаження компактованих заготовок з нього, виконує ще декілька пов'язаних операцій. По-перше, на етапі вивантаження оброблених заготовок з валків обертача (після закінчення їх ЕПО) починається рух штоку від нульової позиції в напрямку заготовок. Не доходячи до них, наконечник штоку, завдяки похилій формі своєї лицевої частини, піднімає рамку обмежувачів обертача і тоді відкрита сторона рамки (подовжений кінець її лівої бокової стінки) блокується кулачком підпружиненого фіксатора. Цей стан потрібен для наступного етапу завантаження заготовок на обертач. По-друге, на етапі цього завантаження, після того як шток подає (зсуває) порцію необроблених заготовок з приймального лотка обертача на його робочі валки, виконується зворотній рух штоку у нульову позицію. При цьому наконечник штоку своїм заднім уступом чіпляє і зсуває ліворуч підпружинений фіксатор, натягуючи його пружину. Безпосередньо біля нульової позиції штоку кулачок фіксатора вивільняє рамку обмежувачів обертача і вона під своєю вагою опускається у стан, потрібний для наступної ЕПО.

Нижче описано алгоритм взаємодії всіх цих механізмів для ЕПО. Для прикладу візьмемо стан налагодженого виробничого процесу, коли у поточному сеансі вакуумування камери завершено повний цикл ЕПО всіх закладених у барабанний магазин заготовок, до камери напущене атмосферне повітря і відкрито її двері. При цьому у порожньому магазині початкова комірка знову нахо-

диться знизу і, відповідно, привідне водило стоїть горизонтально та його вилка направлена на отвір дверей. У цей час на лівих рейках завантажувального пристрою знаходиться другий (вже наповнений) магазин, а праві рейки, відповідно, порожні. Далі оператор виконує наступні дії.

Він пересуває завантажувальний пристрій у позицію стикування з камерними рейками і встановлює рейкову перемичку. Після цього оператор розблоковує рух магазину в камері, викочує його на рейки завантажувального пристрою до упору і фіксує це положення, а також фіксує барабан магазину. Далі оператор міняє магазини місцями. Для цього він тимчасово знімає рейкову перемичку, розблоковує поворотний вузол рейкової підвіски завантажувального пристрою, повертає його на 180° і знов блокує його. Таким чином, наповнений магазин знаходиться вже на правих рейках. Тоді оператор знов встановлює рейкову перемичку, розблоковує рух цього магазину, зачочує його до камери до упору і фіксує це робоче положення. При цьому вилка водила вже буде зчеплена з приводним пальцем приводу повороту барабана магазину, а ригельний фіксатор барабана – скинутий. Далі оператор остаточно знімає рейкову перемичку та відсуває завантажувальний пристрій від отвору дверей до упору.

Крім того, за допомогою вилкового підйомника оператор витягує наповнений обробленими заготовками і графітовими проставками піддон з камери і встановлює замість нього другий, порожній піддон.

Правильний стан внутрішньокамерних механізмів у цей час такий: шток механізму повздовжньої подачі (актуатора) знаходиться у нульовій позиції, відповідно рамка обмежувачів обертача опущена. Крім того, валки обертача – порожні. Тому оператору треба вручну завантажити останню за рахунком порцію заготовок і графітових проставок на валки, бо нижня комірка магазину порожня.

Після вакуумування камери і гармати та ввімкнення високовольтного джерела живлення оператор одразу запускає програмний цикл ЕПО. У ньому циклічно повторюється одна ж та сама послідовність операцій. Кількість таких повторень дорівнює кількості завантажених порцій заготовок конкретного типорозміру, тобто порції у $(n-1)$ комірках барабанного магазину плюс одна порція на валках. Інакше кажучи – це загальна кількість комірок барабанного магазину n .

Вищезгадана повторювана послідовність операцій включає, по-перше, безпосередньо ЕПО порції заготовок, по-друге, операції вивантаження порції оброблених заготовок з валків обертача і, по-третє, операції завантаження порції ще не оброблених заготовок на валки обертача.

ЕПО порції заготовок починається з програмованого включення робочого обертання валків і повздовжньої осциляції електронного пучка. Довжина цієї технологічної розгортки пучка покриває

увесь ланцюжок заготовок, а також біля половини довжини крайніх графітових проставок, що контактують з обмежувачами обертача (тобто вона не менша за 190 мм). Тільки при наявності цих двох факторів можливим є включення струму електронного пучка. Розфокусований електронний пучок, що сканує вдовж лінійної траєкторії, створює джерело нагріву, необхідне для виконання термічного циклу обробки одночасно всіх твердосплавних заготовок, що обертаються на валках. Зазначимо, що програму, яка генерує осциляцію пучка включено з розподілом густини потужності по її траєкторії, користувач може коригувати самостійно за допомогою спеціального програмного інтерфейсу. Програмована за часом зміна потужності електронного пучка зумовлює швидкість нагріву, час витримки та швидкість охолодження заготовок.

Вивантаження виконується у наступній послідовності: шток актуатора починає рухатись від нульової позиції в напрямку валків обертача; на цьому шляху він спочатку піднімає рамку обмежувачів обертача і тоді її блокує кулачок підпружиненого фіксатора; далі шток актуатора один за одним виштовхує оброблені заготовки і графітові проставки з валків на похилий лоток, з якого вони скочуються на гвинтовий лоток і по ньому вниз у піддон; по закінченні цього починається рух штоку у зворотньому напрямку, який закінчується на деякій відстані від нульової позиції – коли наконечник штока вже не заважає падінню порції заготовок з магазину у приймальний лоток обертача, але піднята рамка його обмежувачів все ще заблокована.

Завантаження виконується у такій послідовності: привод барабанного магазину повертає барабан на відповідний кутовий крок і порція необроблених заготовок і графітових проставок з комірки магазину крізь його нижню щілину випадає у приймальний лоток обертача; далі шток актуатора зсуває (подає) цей ланцюжок на валки обертача (на позицію ЕПО); наостанок шток рухається взад, вже в нульову позицію, у якій піднята рамка обмежувачів обертача розблоковується і тоді опускається у положення, що потрібне для наступної ЕПО.

Зазначимо особливість завершення програмного циклу ЕПО. Після вивантаження з валків обер-

тача останньої n -ї порції оброблених (спечених) заготовок, фактично, далі нічого завантажувати, бо барабанний магазин вже порожній. Але для однорідності всього циклічного процесу таке «пусте» завантаження потрібне. Тоді барабан магазину на решті зробить повний оберт, тобто стане у первинну позицію, при якій привідне водило орієнтовано горизонтально і направлене вилкою на отвір дверей. Крім того шток актуатора стане у нульову позицію і, відповідно, рамка обмежувачів обертача опуститься у положення, потрібне для ЕПО, вже у наступному сеансі вакуумування камери.

Висновки

1. Розроблено промислову технологію одержання порошків сплаву WC-Co з відходів виробництва, їх прецизійне пресування у різні форми та електронно-променеве високошвидкісне спікання напівфабрикатів.

2. Розроблено та виготовлено високопродуктивну установку для електронно-променевої обробки твердосплавних попередньо сформованих заготовок з метою їх спікання та отримання необхідних експлуатаційних характеристик.

Список літератури/References

1. Shiller, Z., Gaizig, U., Pantser, Z. (1980) *Electron beam technology*. Moscow, Energiya [in Russian].
2. (2007) *An International History of Electron Beam Welding*. Ed. by Dietrich v. Dobeneck. Pro-beam AG & Co. KGaA.
3. (2017) *Electron Beam Additive Manufacturing (EBAM)*. URL: <http://www.sciaky.com/additive-manufacturing/electron-beam-additive-manufacturing-technology>.
4. Nesterenkov, V.M., Matvejchuk, V.A., Rusynik, M.O. (2018) Manufacture of industrial products using electron beam technologies for 3D-printing. *The Paton Welding J.*, 1, 24-28. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2018.01.05>
5. *Tungsten statistics and information by National minerals information center; USGS*. URL: <https://www.usgs.gov/centers/national-minerals-information-center/tungsten-statistics-and-information>
6. *Tungsten ores*. Big Ukrainian encyclopedia URL: https://vue.gov.ua/Вольфрамові_руди
7. Rykalin, N.N. et al. (1985) *Laser and electron beam processing of materials*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
8. Nesterenkov, V., Khripko, K. (2017) Recent achievements of E.O. Paton Electric Welding Institute in development of equipment for electron beam welding. *ZVÁRAC profesional*, XIV/2/2017, 913.
9. Nazarenko, O.K., Kajdalov, A.A., Kovbasenko, S.N. et al. (1987) *Electron beam welding*. Ed. by B.E. Paton. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].

TECHNOLOGY AND EQUIPMENT FOR ELECTRON BEAM SINTERING OF HARD-ALLOY BILLETS

V.M. Nesterenkov¹, K.S. Khrypko¹, V.V. Lukyanov¹, M.O. Sysoev², V.V. Chernyavsky²

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

E-mail: nesterenkov@technobeam.com.ua

²PJSC «PlasmaTec». 18 Maksymovych Str., 21036, Vinnytsya. E-mail: sysoev.maksym@tve.com.ua

The article deals with the use of an electron beam in the technology of high-speed sintering of billets of a hard alloy, which was produced from secondary raw materials, as well as high-performance equipment developed at PWI of the NAS of Ukraine for the introduction of this technology. 9 Ref., 7 Fig.

Keywords: electron beam treatment, hard alloy, sintering

Надійшла до редакції 05.08.2023

АДИТИВНЕ ВИГОТОВЛЕННЯ КОНСТРУКТИВНИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА ТОНКОСТІННІЙ ОСНОВІ: ВИКЛИКИ ТА ТРУДНОЩІ (Огляд)

М.В. Соколовський¹, А.В. Бернацький¹, Н.О. Шамсутдінова¹, Ю.В. Юрченко¹, О.О. Данилейко^{1,2}

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

²Навчально-науковий інститут матеріалознавства та зварювання ім. Є.О. Патона Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, Берестейський просп. (Перемоги), 37.

У даній роботі було проведено літературний огляд матеріалів, присвячених різним напрямкам дослідження технологій селективного лазерного плавлення (SLM) та селективного лазерного спікання (SLS) з метою аналізу процесів, споріднених до селективного лазерного наплавлення, котрі відбуваються при SLM та SLS, а також впливу технологічних заходів на кінцеву структуру, механічні та експлуатаційні характеристики виготовленої деталі при адитивному виробництві конструктивних елементів на тонкостінній основі. Основними завданнями наукових робіт, проаналізованих у даному огляді, були дослідження, що фокусувались на особливостях утворення конструктивних елементів на тонкостінній основі за технологіями SLM та SLS: моделювання процесів адитивного виробництва; аспекти планування експериментів та виробничих процесів; вивчення перебігу процесів SLM та SLS в даних умовах; потреби в попередній або постобробці матеріалу; а також аналіз кінцевої мікроструктури та характеристик зразків, виготовлених за допомогою цих технологій. На підставі результатів літературного аналізу визначено проблеми та розглянуто перспективи застосування процесів SLM та SLS при утворенні конструктивних елементів на тонкостінній основі. Аргументовано ряд аспектів, на які необхідно звернути увагу при дослідженні процесів SLM та SLS під час роботи з тонкостінною основою. Бібліогр. 36, рис. 9.

Ключові слова: селективне лазерне плавлення (SLM), адитивне виробництво, селективне лазерне спікання (SLS), тонкостінні вироби

Вступ. Тонкостінні деталі – категорія деталей, де величина товщини є набагато меншою за інші розміри (та не перевищує 3...5 мм). Тонкостінні деталі можуть включати різні типи виробів, головною характеристикою яких є відсутність жорсткості та високий кінцевий коефіцієнт тонкості, який визначається як їх висота, поділена на їх товщину. Що стосується різновидностей виробів за їх характеристиками, деталі можна класифікувати на дві групи: монолітні блоки та панелі обшивки. Такі деталі широко використовуються в авіапромисловості (рис. 1), у двигунобудуванні, а також в інших сферах промисловості [1, 2].

Ці та інші деталі часто потребують виготовлення конструктивних елементів, які можна отримати за допомогою багатьох технологій, включаючи лазерне наплавлення [1, 3].

Лазерне наплавлення (laser cladding) – методика виробництва конструктивних елементів за допомогою створення на поверхні виробу шарів матеріалу в результаті проплавлення порошку даного матеріалу лазерним променем [4, 5]. Даний процес дозволяє наплавляти шари завтовшки в 100...500 мкм за допомогою лазерного променя діаметром у 2...4 мм (потужністю до 5 кВт) [6, 7] та подачею металевого порошку або дроту різними методами (рис. 2) [5].

Соколовський М.В. – <https://orcid.org/0000-0003-3243-5060>, Бернацький А.В. – <https://orcid.org/0000-0002-8050-5580>, Шамсутдінова Н.О. – <https://orcid.org/0000-0002-3525-0080>, Юрченко Ю.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9253-009X>, Данилейко О.О. <https://orcid.org/0000-0002-8501-0421>

© М.В. Соколовський, А.В. Бернацький, Н.О. Шамсутдінова, Ю.В. Юрченко, О.О. Данилейко, 2023

Однак в останні десятиліття з причин, пов'язаних з характеристиками матеріалів, отриманими за даними методами, для виготовлення конструктивних елементів на тонкостінних деталях все частіше використовують такі технології адитивного виробництва, як селективне лазерне спікання та селективне лазерне плавлення [8–10].

Селективне лазерне спікання (Selective Laser Sintering, SLS) – технологія адитивного виробництва, що використовується для виготовлення складних за формою і структурою виробів з порошкових матеріалів та небов'язкових полімерних додатків (рис. 3). Цей процес полягає в послідовному пошаровому спіканні (або частковому плавленні) порошкового матеріалу в наперед закладеному порошковому матеріалі за допомогою лазерного випромінювання або електронного променя [11]. Дана технологія дозволяє наносити шари металевого, пластикового або керамічного матеріалу завтовшки 20...150 мкм лазерним або електронним променем діаметром до 300 мкм [12, 13].

Перевагами використання технології SLS є:

- широкий спектр можливих матеріалів;
- достатня точність готової деталі;
- можливість створення деталей з більш складною геометрією.

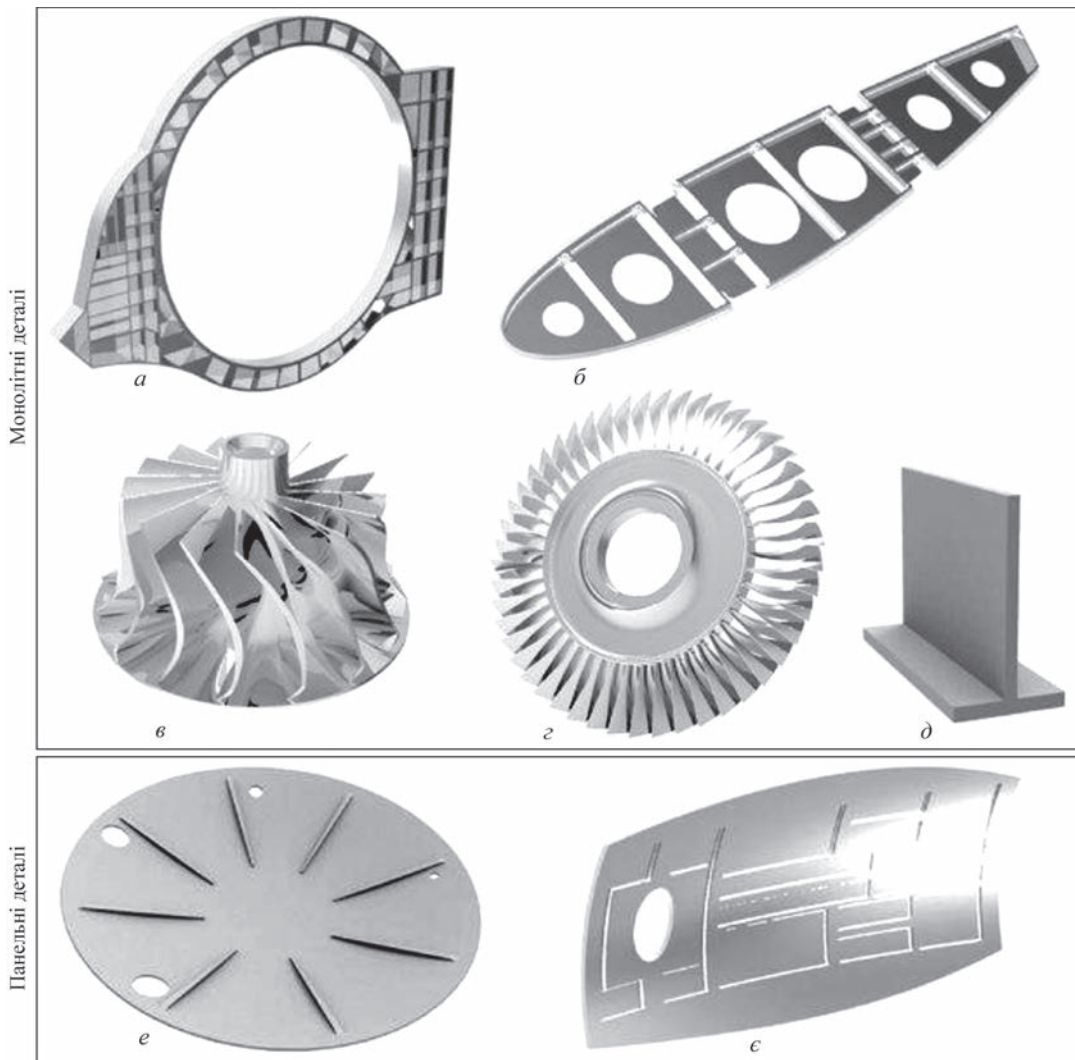


Рис. 1. Приклади тонкостінних деталей в авіапромисловості: *а* – каркас; *б* – ребро; *в, г* – складові турбін реактивних двигунів; *д* – шпангоути; *е* – перегородки; *е* – вузли обшивки фюзеляжу [1]

Недоліками технології SLS є висока пористість поверхонь виготовленої деталі та нерівномірне значення внутрішньої щільності матеріалу деталі [5, 11, 13].

Селективне лазерне плавлення (Selective Laser Melting, SLM) – одна з сучасних технологій адитивного виробництва, що використовується для виготовлення складних за формою і структурою виробів з порошкових матеріалів. Цей процес полягає в послідовному пошаровому розплавленні попередньо нанесеного порошкового матеріалу в спеціальній захисній камері за допомогою потужного лазерного випромінювання (рис. 4) [13, 14]. Дана технологія дозволяє наплавляти шари завтовшки 20...200 мкм лазерним променем потужністю від 100 Вт до 2...3 кВт.

Переваги використання технології SLM є підґрунтям для серйозних перспектив – підвищення ефективності виробництва в багатьох галузях промисловості, оскільки:

- процес забезпечує високу точність (до 0,4 мм) і повторюваність;

- механічні характеристики виробів, надрукованих на цьому типі 3D-принтера, можна порівняти з литтям [15];

- вирішує складні технологічні завдання, пов'язані з виготовленням геометрично складних виробів;

- дозволяє зменшити масу за рахунок побудови об'єктів з внутрішніми порожнинами;

- економить матеріал при виробництві.

Незважаючи на численні переваги, основним недоліком селективного лазерного плавлення (SLM) порівняно з методами виробництва деталей на основі осадження є порівняно низька продуктивність та неможливість виготовлення великорозмірних деталей [5, 13, 14].

Головна різниця між процесами SLS та SLM полягає у тому, що SLS спікає порошковий матеріал при температурі, приблизно рівній 85 % від $T_{пл}$ матеріалу, що наноситься; в той час як SLM з'єднує порошковий матеріал шляхом класичного лазерного плавлення.

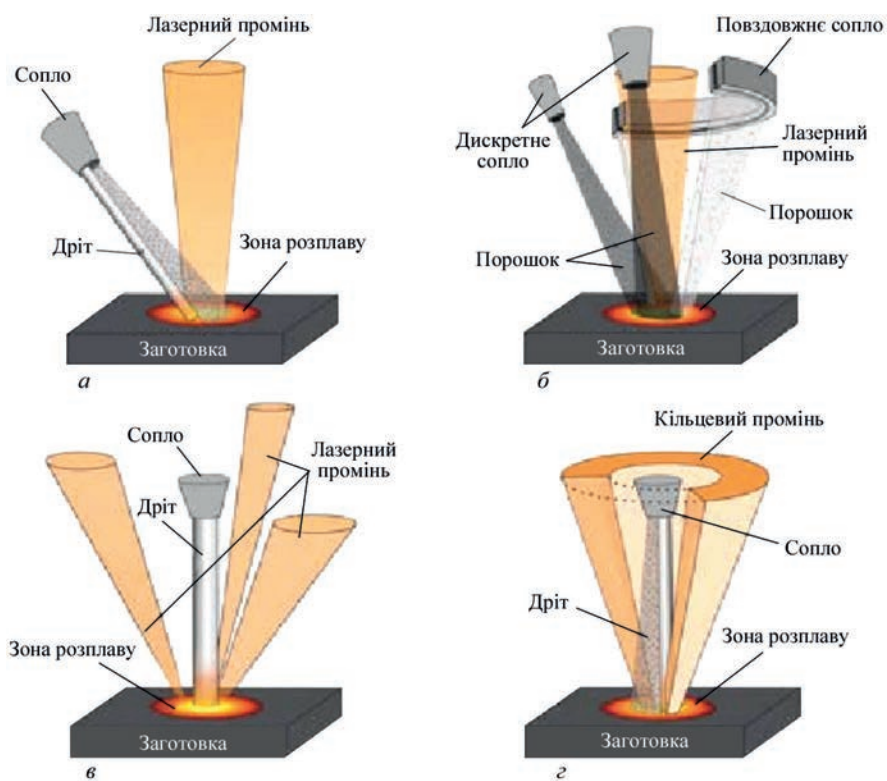


Рис. 2. Схеми подачі матеріалу для лазерного наплавлення: *а* – бічна; *б* – коаксіальна з подачею з двох кутів; *в* – осьова, з лазерними променями, що йдуть зі сторін; *г* – осьова з кільцевим лазерним променем [5]

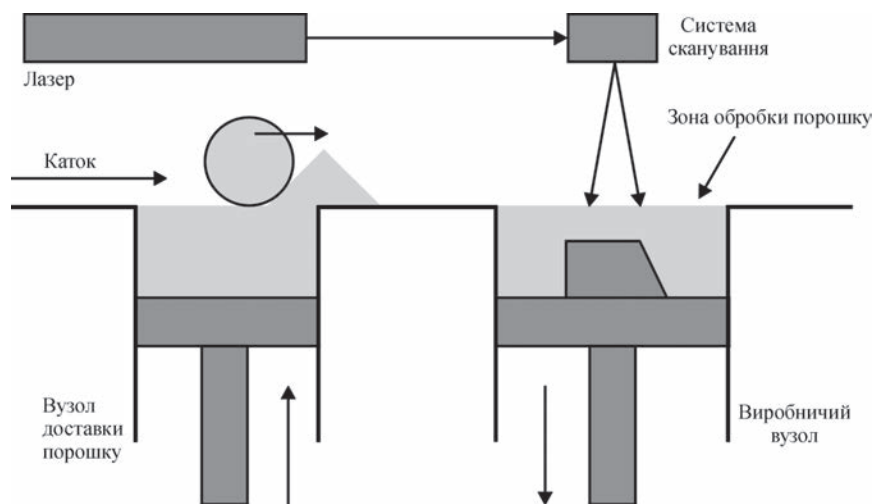


Рис. 3. Схеми установки для процесу SLS [12]

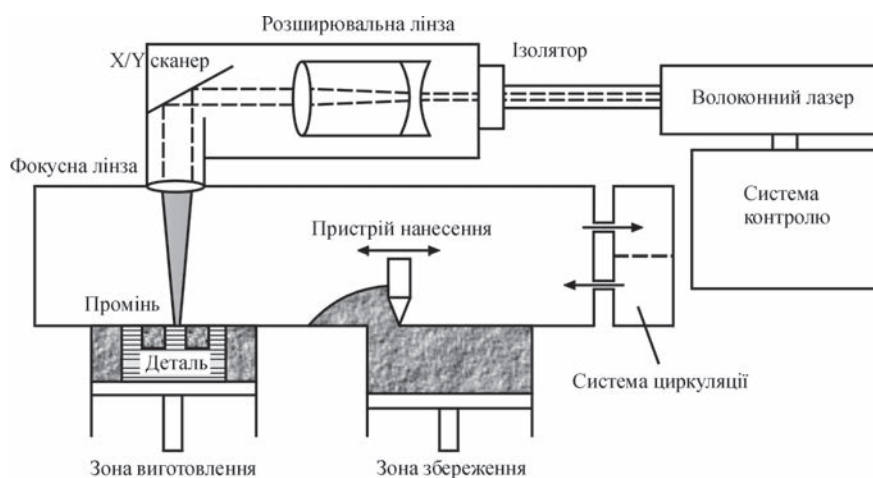


Рис. 4. Схеми установки, що використовується для SLM [5]

Під час роботи з тонкостінними виробами по-стало питання наплавки конструктивних вузлів на тонкостінну заготовку. В даних умовах використання лазерного наплавлення приводить до дуже високого ризику утворення деформацій та проплавлення заготовки [4, 7]. Виробництво тонкостінних елементів, а також елементів на тонкостінній базі залишається одним з напрямків розвитку технологій адитивного виробництва, що швидко розвивається. При цьому, використання технологій адитивного виробництва відкриває нові можливості у контролі процесів наплавлення [9, 11, 14], а також кращих властивостей наплавленого матеріалу [14, 15].

Через це було визначено за необхідне провести аналіз робіт, пов'язаних з вивченням технологій лазерного адитивного виробництва з ціллю прийняття до уваги досвіду вдосконалення процесів, що застосовується при виконанні даного завдання. Особливий інтерес приділяється аналізу робіт, пов'язаних з виробами, які мають тонкостінну основу, оскільки деталі такої конфігурації є одними з найскладніших для використання процесів адитивного виробництва. Внаслідок цього питання, а також інших особливостей, притаманних процесам SLM та SLS [16–18], постає проблема дослідження складових даних процесів. Для цього в даній роботі було оглянуто ряд робіт, пов'язаних з SLM- та SLS виготовленням деталей на тонкостінній основі. Метою цієї роботи є встановлення актуальних напрямків дослідження різних наукових складових процесу SLM та SLS, а також аналіз впливу технологічних заходів на кінцеву структуру виготовленої деталі, та її механічні та експлуатаційні характеристики для визначення важливих аспектів процесів SLM та SLS при виробництві деталей з тонкостінною основою.

Аналіз впливу планування експерименту на процеси адитивних технологій. Достатня увага в дослідженні процесів адитивного виробництва приділяється складовим планування експерименту та попередньої математичної підготовки: вивчення процесів адитивного виробництва в математичному вимірі, а також попереднє моделювання технологічного процесу.

Математичне моделювання є невід'ємною складовою експерименту, оскільки воно дозволяє швидко знайти найбільш перспективні варіанти режимів обробки та інших факторів, що помітно збільшує продуктивність процесу. Існує декілька варіантів математичного моделювання, найбільш застосовуваним є метод скінчених елементів. У практиці дослідження методу скінчених елементів вирізняють два підходи: методика, що фокусується на вивченні впливу окремої величини на процес, і фокусується на отриманні оптимального ре-

зультату для окремого завдання, що була описана в роботах [19, 20]; а також методика, що опирається на використання рядів безплощинних чисел, яка була описана в роботі Mukherjee та ін. [21]. Дана методика опирається на числа Марангоні, Пекле, Фур'є та значення безплощинного енергетичного входу, та припускає, що використання груп значень спрощує загальний процес моделювання комплексних процесів адитивного виробництва, може привести до більш глибокого аналізу динаміки поведінки даних процесів, а також дають знайти більш глибокі принципи взаємозалежності між величинами значень змінних в даних процесах [21].

Наступною актуальною проблемою дослідження процесів адитивного виробництва на тонкостінній основі є моделювання напружень, що утворюються під час роботи з тонкостінними елементами. Так, в роботі Yang та ін. [22] розглядався процес виготовлення тонкостінних елементів за допомогою SLM. Результати даної роботи вказують на значні внутрішні напруження, що утворюються у перших нанесених шарах порошкового матеріалу, величина яких вважається достатньою для деформації даної поверхні під час експлуатації (рис. 5).

Варто зауважити, що даний ризик існує і для наперед заданої існуючої тонкостінної деталі, на яку під час селективного лазерного наплавлення буде відбуватися нанесення шару. Зменшення внутрішніх напружень може бути досягнуто багатьма методами: від контролю енергетичних характеристик лазерного випромінювання, про що писали в роботах Li та ін. [23] та Abele та ін. [24], контролю швидкості подачі порошку (стаття Liu та ін. [25]), а також наступної комплексної термічної обробки деталі, що була описана в статті Niu та ін. [26].

Однак при цьому необхідно не забувати і про розбіжності значень математичних моделей з реальними експериментальними даними. Так, комп-

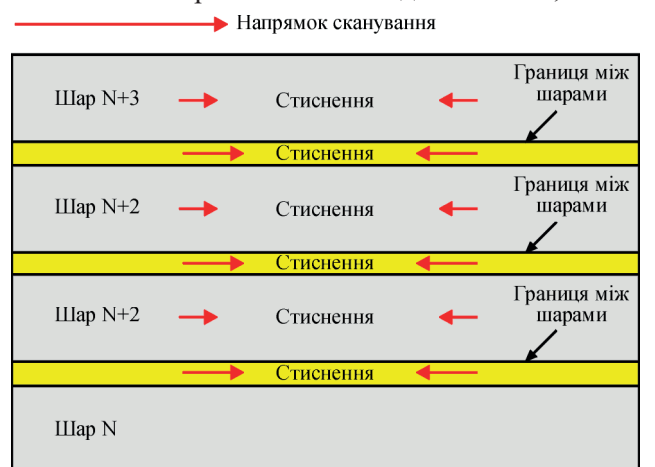


Рис. 5. Абстрактна схема навантажень, що спричиняють деформації при адитивному виробництві тонкостінних деталей або елементів на їх поверхні [22]

лексним проявам розбіжностей результатів моделювання процесів адитивного виробництва та експериментальними результатами надається велика увага в роботах [19–21]. Ця розбіжність часто є динамічною. Так, на рис. 6 приведено приклад, в якому було відзначено [21], що навіть при підтвердженні більшості математичних розрахунків експериментальними даними існують проблеми в точному розрахунку зони розплаву при розрахунку перших нанесених шарів порошкового матеріалу.

Наступним важливим елементом планування експерименту є вибір траєкторії сканування, оскільки визначено, що ця складова має великий вплив на процеси адитивного виробництва [5, 13]. Так, в роботі AlMangour та ін. [27] було проведено аналіз ряду траєкторій, в якому приведено аргументацію щодо переваг схем сканування, де кожен шар відрізняється від попереднього. В цьому дослідженні [27], а також в роботах Zhao та ін. [28] і Vambach та ін. [29] було виявлено, що стратегія сканування впливає на безперервність росту зерен через сусідні шари та зростання зерен всередині доріжки розплаву. В результаті було розглянуто ряд схем (рис. 7):

- лінійну – де процес нанесення матеріалу проводиться ідентичними монотонними рухами;
- паралельну, де доріжки нанесеного матеріалу знаходяться паралельно одна одній в орієнтації, але не в напрямку нанесення (див. рис. 7, а);
- радіальну, де матеріал наноситься з центру до країв або навпаки (див. рис. 7, в);
- змішану, яка комбінує декілька схем одночасно (див. рис. 7, б).

Окремо варто виділити механізм взаємодії між шарами нанесеного матеріалу. Так, в роботах [28, 29] було доведено, що зміна кута траєкторії нанесення порошкового матеріалу між шарами позитивно впливає на механічні властивості матеріалу. Але в роботі AlMangour та ін. [27] було виявлено,

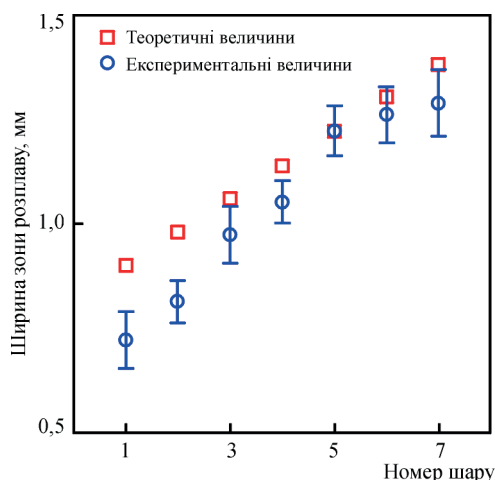


Рис. 6. Порівняння розрахункової та експериментально виміряної ширини зони розплаву для 7 нанесених шарів порошкового матеріалу [21]

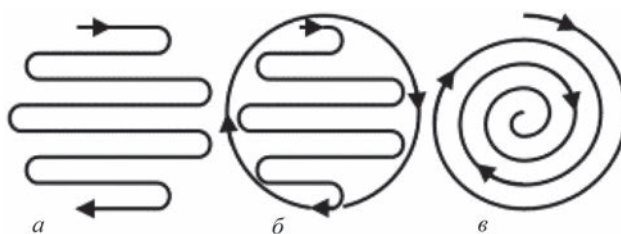


Рис. 7. Схеми сканування, що були розглянуті в роботі Vambach та ін. [29]: а – паралельна схема; б – змішана схема; в – радіальна схема

що зміна кута траєкторії («поворот траєкторії») нанесення порошкового порошку може приводити до змін різних параметрів нанесеного матеріалу. При цьому зміна кута траєкторії під час переходу на новий шар матеріалу не є універсально позитивним принципом [27, 29].

Аналіз перебігу процесів адитивного виробництва при роботі з тонкостінними основами. В поглибленні знань щодо процесів адитивного виробництва при роботі на тонкостінній основі велика увага приділяється вивченню впливу змінних на перебіг процесів SLM та SLS, а також поглибленню знань про сам перебіг даних процесів в заданих умовах. Так, в роботі Ahuja та ін. [30] описано наплавлення порошкового матеріалу на тонкостінну основу у вигляді штампованої деталі завтовшки 1,5 мм. Для виготовлення конструктивного вузла зі сплаву Ti–6Al–4V у формі циліндра розміром 10x5 мм використовувався принтер SLM-280HL з потужністю лазерного випромінювання у 400, 700 та 1000 Вт та швидкістю сканування до 10 м/с. У статті [30] також приділяється окрема увага розміру (фракція 25...45 мкм), фазовому складу порошкового матеріалу та його сумісності з матеріалом тонкостінної основи. Тут же описується необхідність правильного закріплення та охолодження деталі, оскільки при наявності повітря позаду тонкостінної основи вона зазнає деформацій під впливом лазерного випромінювання. Розмір можливих деформацій, виявлених в статті [30], було візуалізовано (рис. 8).

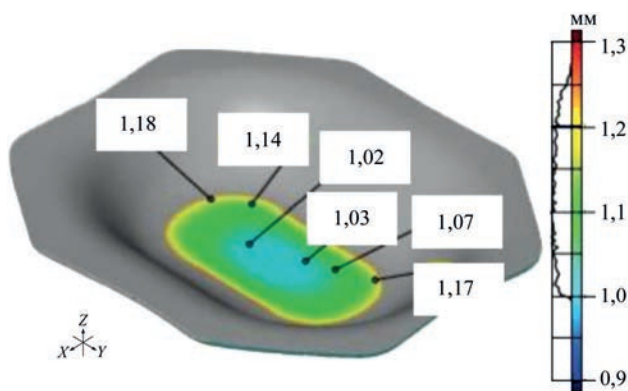


Рис. 8. Тривимірний графік деформації тонкостінної основи після селективного лазерного плавлення елемента. Точність $\pm 0,15$ мм [30]

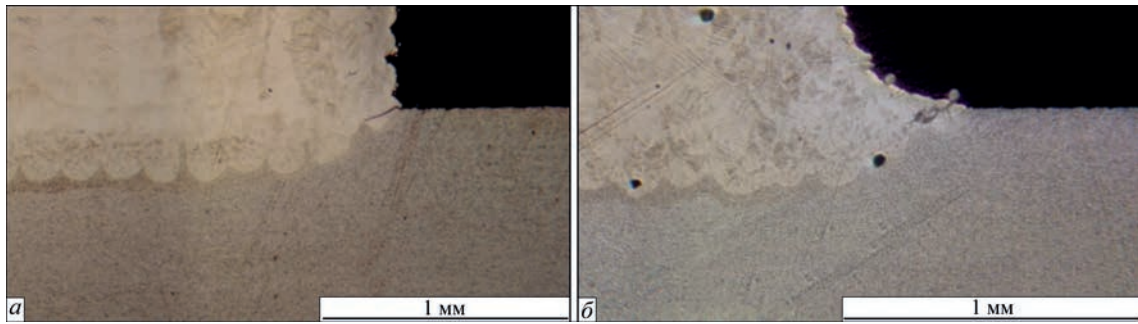


Рис. 9. Структура перехідної зони [30]: *а* – без нанесення лиски, можна помітити розтріскування на краях перехідної зони; *б* – з перехідною лискою на перших шарах нанесеного матеріалу, розтріскування відсутнє

Про необхідність охолодження тонкостінної деталі під час обробки йдеться і у статті Heilemann та ін. [31]. Для запобігання деформації авторами використовувалась мідна підкладка завтовшки 4 мм. Також підкреслюється необхідність контролю енергетичної складової з розділенням процесів нанесення перших шарів порошкового матеріалу та подальших, виділяючи велику різницю між природою різних стадій цього процесу [32–34].

Аналіз властивостей деталей з наплавленими на них за допомогою SLM або SLS-процесів матеріалами. Важливо звернути увагу на перехідну зону, а також на механічні властивості вузлів, отриманих шляхом адитивного виробництва на тонкостінній основі. Так, в раніше згаданих роботах [18, 29–31] це питання сприймалось під різними кутами, оскільки на механічні властивості деталей можуть впливати багато складових процесу адитивного виробництва – як енергетичних, так і термофізичних. Окремо необхідно виділити мікроструктуру даної зони таких елементів, оскільки зона переходу між основою та нанесеним порошковим матеріалом є однією з критичних зон. Так, наприклад, у роботі Ahuja та ін. [30] було досліджено утворення мікротріщин в перехідній зоні. Для запобігання їх утворенню було запропоновано виконувати наплавлення з лискою величиною в 0,5 мм (рис. 9).

Однак необхідно зазначити, що правильне закріплення деталі впливає не тільки на основу, але й на нанесені матеріали. Так, в роботах [30, 35] було помічено, що рівномірність розповсюдження матеріалу на пряму впливає на частку розплавленого матеріалу та мікроструктуру, утворюючи ослаблені зони. У статті Schaub та ін. [35] було визначено, що міцність зв'язку між листовим металом і наплавленим елементом можна покращити, запобігаючи виникненню окислення та зменшуючи температурний градієнт між верхньою поверхнею листового металу та першими шарами розплавленої лазерним променем частини. Тут же велась розмова про попередню та наступну термічну обробку, що сходиться з дослідями, про-

веденими Niu та ін. [26]. У даному дослідженні [26], а також у роботах Lesyk та ін. [9, 36] було відзначено наявність частково розплавленого металевого порошку на бокових поверхнях шарів нанесених матеріалів. Мінімізація кількості даних утворень є ще однією причиною для проведення термічної постобробки.

Аналіз результатів розглянутих робіт. Специфіка використання адитивних технологій при наплавленні елементів на тонкостінну основу. За результатами проведеного аналізу можна зазначити, що в розглянутих роботах використовується більш комплексний погляд на процеси адитивного виробництва, пов'язані з наплавленням елементів на тонкостінну основу. Можна помітити різницю підходів до моделювання та розгляду технологій; так, наприклад, більшість робіт, що розглядають питання моделювання процесів адитивного виробництва використовує метод скінченних елементів, але різниця в підходах до змінних повільно змінюється в сторону комплексного розгляду рядів параметрів [5, 20, 21]. Також можна помітити додатковий фокус на диференціювання процесу нанесення перших шарів порошкового матеріалу на тонкостінну основу та нанесення додаткових шарів через важливість впливу лазерного випромінення на тонкостінну основу та перехідні шари. В цьому плані можна відзначити важливість правильного закріплення та охолодження деталі, оскільки існує загальне розуміння, що це – важливо не лише для рівномірного утворення матеріалу, що наплавається [18, 29, 30], але і для запобігання термодеомацій тонкостінної основи [30]. Однак існує і зворотна сторона – зменшення градієнту температур за рахунок термічної постобробки тонкостінної основи забезпечує підвищення міцності перехідної зони «основа-наплавлений елемент» [35]. Також необхідно виділити проблему деформацій, що можуть відбутись через внутрішні напруження, які утворюються у розплавленому порошковому матеріалі [18] і вимагають термічної обробки деталей. Додатково необхідно зазначити, що перехід «основа-наплавлений елемент» повинен відбува-

тися з мінімальним градієнтом температур – це мінімізує ризик зниження характеристик міцності виробу [25, 26]. Ці проблеми, разом з питаннями до фазового складу, створює комплексне питання щодо пріоритетності характеристик, бажаних для тих чи інших завдань.

Висновки

Аналіз досліджень адитивного виробництва елементів на тонкостінній основі дозволив встановити певні закономірності, які варто використати для розробки процесу селективного лазерного наплавлення, а саме:

- необхідність правильного планування експерименту, а також технологічного процесу, а саме: вибір траєкторії сканування, режимів обробки, а також моделювання перехідної зони «тонкостінна основа – наплавлений матеріал» для утворення найбільш плавної та міцної перехідної зони;

- необхідність контролю технології під час всього процесу, забезпечення рівномірного розподілу металевих порошків та охолодження тонкостінної основи;

- необхідність забезпечення охолодження тонкостінної основи для запобігання термічним деформаціям, а також наявність термічної обробки для нівелювання внутрішніх напружень, що утворюються в поверхневих шарах розплавленого матеріалу.

Список літератури/References

1. Del Sol, I., Rivero, A., Lacalle, L., Gámez, A. (2012) Thin-Wall Machining of Light Alloys: A Review of Models and Industrial Approaches. *Materials*, 12. 10.3390/ma12122012.
2. Singh R., Gupta A., Tripathi O. et al. (?) *Powder bed fusion process in additive manufacturing: An overview*. *Materials Today: Proceedings*. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.02.635>
3. Mazumder J. (2017) *1 – Laser-aided direct metal deposition of metals and alloys*. Editor(s): Milan Brandt. In Woodhead Publishing Series in Electronic and Optical Materials. *Laser Additive Manufacturing*. Woodhead Publishing, 21–53. ISBN 9780081004333. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100433-3.00001-4>
4. Ющенко К.А., Борисов Ю.С., Кузнецов В.Д., Корж В.М. (2007) *Інженерія поверхні: Підручник*. Київ, Наукова думка. ISBN 978-966-00-0655-3
Yushchenko, K.A., Borysov, Yu.S., Kuznetsov, V.D., Korzh, V.M. (2007) *Surface Engineering: Manual*. Kyiv, Naukova Dumka [in Ukrainian]. ISBN 978-966-00-0655-3
5. Li Yuan, Songlin Ding, Cuie Wen. (2019) Additive manufacturing technology for porous metal implant applications and triple minimal surface structures: *A review*, *Bioactive Materials*, 4, 56–70. ISSN 2452-199X. <https://doi.org/10.1016/j.bioactmat.2018.12.003>
6. Kritskiy, D., Pohudina, O., Kovalevskiy, M. et al. (2022) *Powder Mixtures Analysis for Laser Cladding Using OpenCV Library*. In: Nechyporuk, M., Pavlikov, V., Kritskiy, D. (eds) *Integrated Computer Technologies in Mechanical Engineering - 2021*. ICTM 2021. *Lecture Notes in Networks and Systems*, 367. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-030-94259-5_72
7. Duriagina, Z., Kulyk, V., Kovbasiuk, T. et al. (2021) Synthesis of Functional Surface Layers on Stainless Steels by Laser Alloying. *Metals*, 11, 434. <https://doi.org/10.3390/met11030434>
8. Korzhyk, V., Khaskin, V., Voitenko, O. et al. (2017). *Welding Technology in Additive Manufacturing Processes of 3D Objects*. In *Materials Science Forum*, 906, 121–130. Trans Tech Publications, Ltd. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.906.121>
9. Lesyk, D.A., Martinez, S., Pedash, O.O. et al. (2022) *Nickel Superalloy Turbine Blade Parts Printed by Laser Powder Bed Fusion: Thermo-Mechanical Post-processing for Enhanced Surface Integrity and Precipitation Strengthening*. *J. of Materi Eng and Perform*, 31, 6283–6299. <https://doi.org/10.1007/s11665-022-06710-x>
10. Peleshenko, S., Korzhyk, V., Voitenko, O. et al. (2017) Analysis of the current state of additive welding technologies for manufacturing volume metallic products (review). *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 3/1, 42–52. 10.15587/1729-4061.2017.99666.
11. Kumar, S. (2014) *10.05 – Selective Laser Sintering/Melting*, Editor(s): Saleem Hashmi, Gilmar Ferreira Batalha, Chester J. Van Tyne, Bekir Yilbas. *Comprehensive Materials Processing*, Elsevier, 93–134. ISBN 9780080965338. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096532-1.01003-7>
12. Serin, G., Kahya, M., Unver, H. et al. (2018) A Review Of Additive Manufacturing Technologies. Conference: *The 17th International Conference on Machine Design and Production, Bursa, Turkey, January 2018*.
13. Joel C. Najmon, Sajjad Raeesi, Andres Tovar (2019) *2 – Review of additive manufacturing technologies and applications in the aerospace industry*, Editor(s): Francis Froes, Rodney Boyer, *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry*, Elsevier, 7–31. ISBN 9780128140628. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-814062-8.00002-9>.
14. Del Sol, I., Rivero, A., Lacalle, L., Gámez, A. (2019) Thin-Wall Machining of Light Alloys: A Review of Models and Industrial Approaches. *Materials*, 12, 2012. 10.3390/ma12122012.
15. Adjamsky, S.V., Sazanishvili, Z.V., Tkachov, Y.V. et al. (2021) Influence of the Time Interval between the Deposition of Layers by the SLM Technology on the Structure and Properties of Inconel 718 Alloy. *Mater Sci*, 57, 9–16. <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00508-3>
16. Sun, Z., Tan, X., Tor, S. Chua, C. (2018) Simultaneously enhanced strength and ductility for 3D-printed stainless steel 316L by selective laser melting. *NPG Asia Materials*, 10(4), 127–136.
17. Wang, Y., Voisin, T., McKeown, J. et al. (2017) Additively manufactured hierarchical stainless steels with high strength and ductility. *Nature Materials*, 17(1), 63–71.
18. Yang, W., Tang, Y. (1998) Design optimization of cutting parameters for turning operations based on the Taguchi method. *Journal of Materials Processing Technology*, 84(1-3), 122–129.
19. Gibson, D. Rosen, B. Stucker (2015) *Additive Manufacturing Technologies: 3D Printing, Rapid Prototyping and Direct Digital Manufacturing Ch.10* (Springer, New York, 2015).
20. Pulin, Nie, Ojo, O.A., Zhuguo, Li (2014) Numerical modeling of microstructure evolution during laser additive manufacturing of a nickel-based superalloy. *Acta Materialia*, 77, 85–95, ISSN 1359-6454. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.05.039>
21. Mukherjee, T., Manvatkar, V., De, A., DebRoy, T. (2017) Dimensionless numbers in additive manufacturing. *J. Appl. Phys.*, 121, 064904. Doi: 10.1063/1.4976006
22. Yang, T., Xie, D., Yue, W. et al. (2019) Distortion of Thin-Walled Structure Fabricated by Selective Laser Melting Based on Assumption of Constraining Force-Induced Distortion. *Metals*, 9(12), 1281. <https://doi.org/10.3390/met9121281>
23. Zhonghua, Li, Renjun, Xu, Zhengwen, Zhang, Ibrahim, Kucukkoc (2018) The influence of scan length on fabricating thin-walled components in selective laser melting. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 126, 1–12. ISSN 0890-6955. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2017.11.012>
24. Eberhard Abele, Hanns A. Stoffregen, Kniepkamp, M. et al. (2015) Selective laser melting for manufacturing of thin-walled porous elements. *Journal of Materials Processing*

- Technology*, 215, 114–122. ISSN 0924-0136. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.07.017>
25. Jichang, Liu, Lijun, Li (2005) Effects of powder concentration distribution on fabrication of thin-wall parts in co-axial laser cladding. *Optics & Laser Technology*, 37, 4, 287–292. ISSN 0030-3992. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2004.04.009>
 26. Xu Niu, Ruixian Qin, Yunzhuo Lu, Bingzhi Chen (2021) Energy Absorption Behaviors of Laser Additive Manufactured Aluminium Alloy Thin-Walled Tube Tailored by Heat Treatment. *Materials Transactions*, 62, 2, 278–283.
 27. AlMangour, B., Grzesiak, D., Yang, J. (2017) Scanning strategies for texture and anisotropy tailoring during selective laser melting of TiC/316L stainless steel nanocomposites. *Journal of Alloys and Compounds*, 728, 424–435.
 28. Zhao, C., Bai, Y., Zhang, Y. et al. (2021) Influence of scanning strategy and building direction on microstructure and corrosion behaviour of selective laser melted 316L stainless steel. *Materials & Design*, 209, id.109999.
 29. Bambach, M, Sviridov, A, Weisheit, A, Schleifenbaum, JH. (2017) Case Studies on Local Reinforcement of Sheet Metal Components by Laser Additive Manufacturing. *Metals.*, 7(4), 113. <https://doi.org/10.3390/met7040113>
 30. Bhrigu Ahuja, Adam Schaub, Michael Karg et al. (2015) High power laser beam melting of Ti–6Al–4V on formed sheet metal to achieve hybrid structures. *Proc. SPIE 9353, Laser 3D Manufacturing II, 93530X (16 March 2015)*. Doi: 10.1117/12.2082919
 31. Heilemann, M., Beckmann, J., Konigorski, D., Emmelmann, C. (2018) Laser metal deposition of bionic aluminum supports: reduction of the energy input for additive manufacturing of a fuselage. *Procedia CIRP*, 74, 136–139. ISSN 2212-8271. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2018.08.063>
 32. Векілов С.Ш., Ліповський В.І., Марчан Р.А., Бондаренко О.С. (2021) Особливості використання технології виготовлення SLM для компонентів РПД. *Journal of Rocket-Space Technology*, 29, 112–123. <https://doi.org/10.15421/452112>
 33. Kelly, S.M., Kampe, S.L. Microstructural Evolution in Laser-Deposited Multilayer Ti–6Al–4V Builds: Part I. (2004) Microstructural Characterization. *Metallurgical and materials transactions*, 35A, June 1861.
 34. Heilemann, M., Möller, M., Emmelmann, C. et al. (2017) *Laser Deposition of Ti–6Al–4V Structures: Analysis of the Build Height Dependent Microstructure and Mechanical Properties*. MS&T 2017.
 35. Schaub, A., Ahuja, B., Karg, M. et al. (2014) Fabrication and Characterization of Laser Beam Melted Ti–6Al–4V Geometries on Sheet Metal. *DDMC 2014 Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conference, Berlin, Germany*.
 36. Lesyk, D., Martinez, S., Dzhemelinkiy, V., Lamikiz, A. (2020) Additive Manufacturing of the Superalloy Turbine Blades by Selective Laser Melting: Surface Quality, Microstructure and Porosity. In: *Karabegović, I. (eds) New Technologies, Development and Application III. NT 2020. Lecture Notes in Networks and Systems*, 128. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-030-46817-0_30

ADDITIVE MANUFACTURING OF STRUCTURAL ELEMENTS ON A THIN-WALLED BASE: CHALLENGES AND DIFFICULTIES (Review)

M.V. Sokolovskiy¹, A.V. Bernatskiy¹, N.O. Shamsutdinova¹, Yu.V. Yurchenko¹, O.O. Danileiko^{1,2}

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

²E.O. Paton Education&Research Institute of Materials Science and Welding of the National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”. 37 Beresteysky Ave. (Peremohy), 03056, Kyiv

In the work, a literary review of materials was conducted, devoted to different areas of studying selective laser melting (SLM) and selective laser sintering (SLS) technologies in order to analyze the processes associated with selective laser surfacing occurring during SLM and SLS, as well as the impact of technological measures on the final structure, mechanical and service characteristics of a manufactured part in the additive manufacturing of structural elements on a thin-walled base. The main tasks of research works analyzed in the review were studies focused on the features of structural elements formation on a thin-walled by means of SLM and SLS technologies: modelling of additive manufacturing processes; aspects of planning experiments and manufacturing processes; studying the course of SLM and SLS processes in the given conditions; need in pre- or post-treatment of material; as well as analysis of the end microstructure and characteristics of specimens manufactured using these technologies. Based on the results of literary analysis, problems were identified and the prospects of using SLM and SLS processes were considered during the formation of structural elements on a thin-walled base. A number of aspects were justified, on which it is necessary to pay attention during studies of SLM and SLS processes when working with a thin-walled base. 36 Ref., 9Fig.

Keywords: selective laser melting (SLM), additive manufacturing, selective laser sintering (SLS), thin-walled products

Надійшла до редакції 10.07.2023



**VII INTERNATIONAL
CONFERENCE ON WELDING
AND RELATED TECHNOLOGIES**

7-10 October 2024 Kyiv, Ukraine

www.wrt2024.com.ua

ВПЛИВ ТЕПЛОВИХ КОНТАКТІВ НА НАГРІВ АЛЮМІНІЄВИХ ПЛАСТИН У НЕСТАЦІОНАРНИХ УМОВАХ РОЗІГРІВУ ЗА ДОПОМОГОЮ СВС-ПРОЦЕСУ

А.І. Устїнов, М.В. Кулініч, С.Г. Косінцев

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

Температура нагрівача, за допомогою якого можна приєднати пластину обмеженого розміру до оболонки необмеженого розміру методом паяння, у загальному випадку визначається температурою плавлення припою та характеристиками теплопередачі в зоні контакту між пластинами. У випадку низької теплопередачі в зоні контакту її розігрів до необхідної для паяння температури ускладнюється внаслідок розтікання тепла, що надходить, в оболонку. У роботі експериментально досліджено вплив неідеальних теплових контактів між алюмінієвими пластинами на їх нагрівання за допомогою плоского нагрівача, що контактує з однією з пластин. Виявилось, що сила притискання контактуючих пластин одна до одної більш ефективно впливає на теплопередачу в зоні контакту, ніж шорсткість поверхонь. При цьому величина коефіцієнта ефективної теплопередачі в процесі нагрівання пластин стрибкоподібно змінюється, що пов'язується з мікропластичною деформацією їхніх поверхневих шарів під дією навантаження стиснення. Запропоновано розрахунково-експериментальний метод самоузгодженого визначення значень коефіцієнта ефективної теплопередачі для різних температур, який базується на порівнянні експериментально вимірених та розрахованих термограм нагрівання пластин. Бібліогр. 11, рис. 6.

Ключові слова: температурні поля, нестационарний процес нагрівання, теплові контакти, паяння, багатошарові фольги

Вступ. Ремонт оболонкових конструкцій великого розміру можна здійснювати накладанням латки, що приєднується в процесі паяння за допомогою локального нагрівання зони з'єднання плоским нагрівачем, що контактує з накладкою (рис. 1). Передбачається, що параметри нагрівача (температура, маса, тощо) повинні забезпечити плавлення припою в зоні з'єднання пластин без оплавлення накладки, що контактує з ним [1].

Відповідну схему паяння в умовах стаціонарного нагрівання зони з'єднання нагрівачем із постійною температурою проаналізовано в роботах [2, 3] для ремонту трубопроводів в умовах космосу. При вирішенні цієї задачі припускали, що теплові контакти між елементами системи, що складається з труби, накладки, припою та нагрівача, ідеальні. Показано, що така схема паяння може забезпечити локальне нагрівання зони з'єднання до температури плавлення припою за умови, що температура нагрівача перевищує деяку граничну величину, конкретне значення якої залежить від масогабаритних параметрів збірки. Однак застосування такої схеми паяння передбачає використання потужних джерел електроживлення для запобігання розтіканню тепла по трубі в процесі нагріву.

Потужні джерела тепла, що використовуються для паяння, можна замінити хімічним джерелом тепла на основі багатошарової фольги (БФ), що складається з високореакційних елементів, та-

ких як нікель та алюміній. При ініціюванні в такій фользі реакції самопоширюваного високотемпературного синтезу (СВС), утворення інтерметалідної сполуки супроводжується інтенсивним виділенням тепла, що забезпечує розігрів нагрівача до адіабатичної температури СВС реакції за короткий період часу. У разі використання багатошарових фольг Ni/Al розігрів нагрівача до температури ~ 1800 К може відбуватися за долі секунди [4].

Потужність нагрівача очевидно пропорційна масі реакційного матеріалу в багатошаровій фользі, а також і її товщині. Змінюючи масу (або товщину) БФ в нагрівачі, можна забезпечувати необхідні температурні умови для паяння на поверхні оболонки необмеженого розміру. Знайдено [1], що в наближенні ідеальних теплових контактів є оптимальна товщина БФ для реалізації

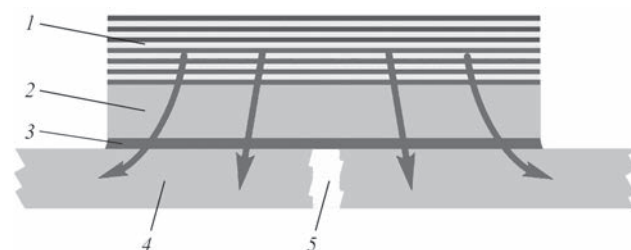


Рис. 1. Схематичне зображення ремонту оболонки методом паяння при локальному нагріванні зони з'єднання плоским нагрівачем (у нестационарних умовах): 1 – нагрівач; 2 – накладка; 3 – припій; 4 – оболонка; 5 – отвір (стрілки відображають поширення теплової енергії (умовно))

Устїнов А.І. – <https://orcid.org/0000-0002-8855-3499>, SCOPUS ID = 7102930399, Кулініч М.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3023-6677>, SCOPUS ID = 56712012900, Косінцев С.Г. – <https://orcid.org/0000-0003-4752-076X>, SCOPUS ID = 15058955800
© А.І. Устїнов, М.В. Кулініч, С.Г. Косінцев, 2023

процесу паяння. У нашому випадку, коли треба забезпечити велику потужність, і нагрівач збирається не з однієї, а з кількох фольг, контроль товщини стає проблематичним і краще спиратися саме на загальну масу реакційного матеріалу. При масі нагрівача менше оптимальної, у зоні з'єднання не досягається температура плавлення припою. Якщо маса нагрівача перевищує оптимальну, може відбуватися оплавлення накладки, яка контактує з ним.

Оскільки температура в зоні з'єднання визначається балансом теплових потоків від нагрівача в накладку та від неї через припій в оболонку, то температура припою та час його плавлення, у свою чергу, визначатиметься не тільки теплофізичними характеристиками матеріалів елементів системи (нагрівача, пластин та припою), а й характеристиками теплових контактів між ними. На відміну від теплофізичних характеристик матеріалів, характеристики теплових контактів невідомі априорі й можуть змінюватися в широких межах залежно від низки факторів. Відомо, що опір поширенню теплового потоку в контакті між двома плоскими пластинами, притиснутими одна до одної, обумовлений головним чином неідеальним приляганням їхніх поверхонь [5, 6]. Тепловий обмін між пластинами в умовах вакууму за відносно низької температури в зоні контакту (нижчою ніж 1000 К), коли теплопередачею випромінювання та конвекцією можна знехтувати, буде визначатись головним чином площею поверхні фізичного контакту пластин, яка залежить від рельєфу їхньої поверхні.

При стисканні пластини у точках контакту, в яких навантаження перевищує межу плинності матеріалу, відбуватиметься локальна пластична деформація виступів, що приведе до збільшення площі фізичного контакту пластин, а отже, до зменшення опору поширенню теплового потоку.

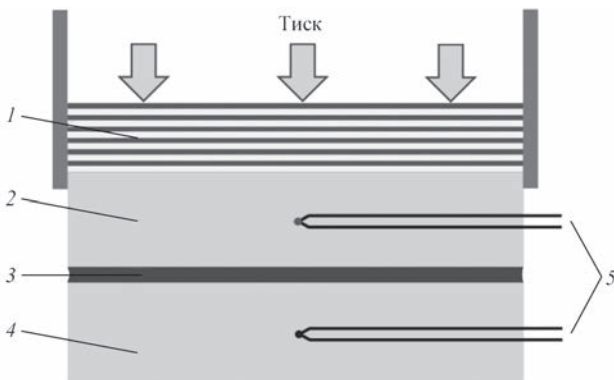


Рис. 2. Схематичне зображення збірки, що використовувалась для експериментального дослідження температурних полів у процесі паяння алюмінієвих пластин АМгб (2, 4), розділених прошарком припою (3), при нагріванні за допомогою нагрівача з багатошарових фольг (1), що контактує з пластиною-накладкою (2); 5 – термопари, введені у пластини.

Отже, теплопровідність у зоні контакту залежить не лише від шорсткості поверхонь, що контактують, але й від сили їх притискання та механічних властивостей матеріалів, що контактують. Крім того, оскільки межа плинності матеріалу в загальному випадку залежить від температури, слід очікувати зміни характеристик теплового контакту при нагріванні навіть за постійного зусилля стискання.

У роботі на прикладі модельної системи, яка складається з плоского нагрівача, який контактує з пластинами АМгб, досліджено зміну температури в пластинах у процесі їх нестационарного нагріву залежно від шорсткості поверхні та зусилля їх притискання.

Методика проведення експериментів. Схема вимірювання температури в пластинах АМгб у процесі нагрівання показана на рис. 2.

Пластини з алюмінієвого сплаву АМгб розміром $50 \times 50 \times 5$ мм вирізались з листа, після чого їх контактні поверхні шліфувались для забезпечення теплового контакту по всій площині. Їх розміщували в притискному пристрої одна над одною. Над верхньою пластиною поміщали нагрівач – пакет БФ Ni/Al, який контактує з нею по всій площині. Для вивчення впливу шорсткості на теплопередачу в зоні контактів було підготовлено пластини, контактні поверхні яких попередньо обробили за допомогою шліфувального паперу до досягнення показників шорсткості 0,3 та 2,5 мкм, які визначались по зернистості використаного паперу. Притискання цієї збірки забезпечувала пружина, яку розміщували над нагрівачем і стискали до заданого значення навантаження, керуючись показниками тензодатчика, розміщеного під нижньою пластиною.

Для моделювання з'єднання пластин методом паяння на поверхню пластини-накладки, яка контактує з нижньою пластиною-оболонкою, методом електронно-променевого осадження наносили шар припою Al-Si завтовшки 100 мкм. Реакцію СВС у БФ Al/Ni ініціювали шляхом подачі імпульсу струму від попередньо зарядженого конденсатора на ніхромову спіраль, яка локально розігрівала БФ в місці контакту. Висока швидкість поширення реакції СВС у БФ (1...2 м/с) забезпечувала швидкий розігрів нагрівача до адиабатичної температури реакції синтезу інтерметаліду NiAl. Зміну температури в пластинах у часі вимірювали за допомогою термопар ХА з діаметром дроту 0,15 мм. Термопари в керамічній ізоляції заводилися в канали діаметром 2,5 мм просвердлені в пластинах так, що їх спаї опинялися в центрі пластин притиснені до них. Вважалось, що інерційністю термопар для даних процесів можна знехтувати. Показники термопар записувалися на

ПК за допомогою контролера із частотою запису 1 кГц. Для зменшення теплових втрат і конвекційного теплообміну між елементами системи збірки поміщали у вакуумну камеру (залишковий тиск $\sim 0,1$ Па).

Методика чисельного моделювання температурних полів. Чисельне моделювання температурних полів виконано в припущенні, що всі елементи системи (нагрівач, пластини АМГб) мають необмежені розміри в площині з'єднання пластин і обмежений розмір у перпендикулярному напрямку. У цьому випадку задача зводиться до аналізу перерозподілу тепла в одному напрямку, перпендикулярному до площини контакту. Відповідно, усі елементи розбивались на шари кінцевої товщини Δx . Припускали, що випромінювання теплової енергії за межами системи відсутнє, а отже для крайніх шарів (0-ї і N_{\max}) виконуватимуться граничні умови другого роду:

$$T_0 = T_1, T_{N_{\max}} = T_{N_{\max}-1}, \text{ де } N_{\max} - \text{максимальний номер шару: } N_{\max} = \frac{L_0}{\Delta x} + \frac{L_1}{\Delta x} + \frac{L_2}{\Delta x} + 2, \text{ де } L_0 - \text{товщина}$$

нагрівача; L_1 – товщина накладки; L_2 – товщина оболонки. Прошарок на основі припою розглядали як один шар.

Для визначення температури в кожному шарі необхідно розв'язати, з урахуванням теплофізичних властивостей матеріалів шару, рівняння теплопровідності:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}, \quad (1)$$

де a – коефіцієнт температуропровідності ($\text{м}^2/\text{с}$) для матеріалу шару.

Рівняння (1) має розв'язок для всіх шарів системи шириною Δx :

$$T_i = T_i^{\text{old}} + a_i \frac{T_{i+1}^{\text{old}} - 2T_i^{\text{old}} + T_{i-1}^{\text{old}}}{\Delta x^2} dt, \quad (2)$$

де T_i^{old} – вихідна температура i -го шару, а T_i – його температура через час dt секунд.

Це співвідношення справедливе для всіх шарів, окрім тих, які належать до різних елементів системи. Для розрахунку температури граничних шарів вважали, що тепловий потік пропорційний різниці температур у граничних шарах i та $i+1$, перенесення тепла між якими характеризується «коефіцієнтом ефективної теплопередачі» $\mu_{i,i+1}$ відповідно до співвідношення

$$J_{i,i+1} = \mu_{i,i+1} (T_{i+1} - T_i), \quad (3)$$

де $J_{i,i+1}$ – тепловий потік між шарами i та $i+1$, температури яких T_i та T_{i+1} , відповідно.

У випадку ідеального теплового контакту між шарами i та $i+1$, що належать до різних елементів системи з коефіцієнтами теплопровідності їхніх

матеріалів k_i, k_{i+1} та товщинами h_i, h_{i+1} ; відповідно, коефіцієнт ефективної теплопередачі визначали як

$$\mu_{i,i+1} = \frac{2k_i k_{i+1}}{k_i h_{i+1} + k_{i+1} h_i}. \quad (4)$$

Отже, для визначення температури сусідніх шарів застосовували системи рівнянь, що включають рівняння типів (2) і (3) для теплових потоків між граничними та сусідніми до них шарами [7], а коефіцієнти теплопередачі задавали апіорі для неідеальних контактів або розраховували за формулою (4) у випадку ідеальних контактів. Чисельна реалізація цього алгоритму дає змогу розраховувати розподіл температури за товщиною системи для будь-якого моменту часу t або зміну температури в заданій точці залежно від часу. За початок відліку часу приймали момент завершення реакції СВС у БФ, коли температура нагрівача досягає адіабатичної температури високотемпературного синтезу інтерметаліду NiAl. Враховуючи, що швидкість поширення фронту реакції СВС становить $\sim 1 \dots 2$ м/с, теплообміном між нагрівачем і пластиною нехтували. Також вважали, що теплофізичні характеристики елементів системи (температуропровідність і теплоємність матеріалів нагрівача і пластин) не залежать від температури. За наявності припою між пластинами він враховувався як окремий прошарок з власними теплофізичними властивостями, які визначались відповідно до його хімічного складу. Особливості врахування шару припою між пластинами детально описано в [8].

Результати дослідження та їх обговорення.

На рис. 3, а представлено термограми зміни температури пластин із різною шорсткістю. Стискання в зоні з'єднання становило 60 кПа. Видно, що температура накладки різко й немонотонно зростає після ініціювання реакції СВС у БФ. Хоча нагрівач швидко розігрівається до температури 1700 К і вище, оплавлення пластин, що контактують з ним, не спостерігалось. Це зумовлено високою теплопровідністю алюмінієвих сплавів, через яку тепла енергія відводиться від зони контакту настільки швидко, що локального перегріву вище температури плавлення в зоні контакту не відбувається. Таке розплавлення може спостерігатися лише при значному перегріві збірки, коли температура плавлення досягається для пластини як одного цілого, а не лише в зоні контакту. Розігрів другої пластини («оболонки») відбувається з певною затримкою, причому «відставання» зростання температури в ній збільшується зі збільшенням шорсткості контактних поверхонь пластин. Очевидно, таке відставання зумовлене гіршим теплообміном у зоні контакту

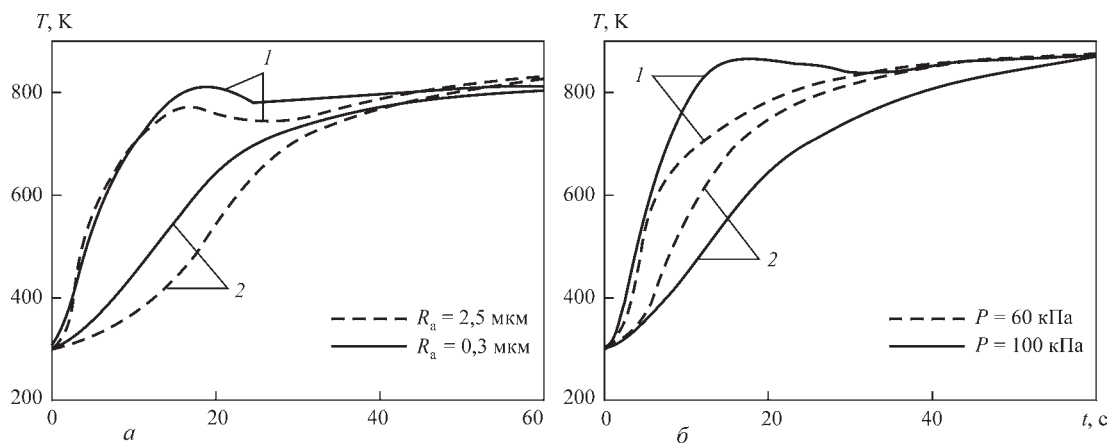


Рис. 3. Вплив шорсткості поверхні пластин при постійному тиску 60 кПа (а) та при постійній шорсткості $R_a = 0,3 \text{ мкм}$ (б) на зміну температури в процесі їх нагрівання: 1 – накладка; 2 – пластина-«оболонка»

пластин внаслідок зменшення ефективної площі теплового контакту.

Збільшення тиску при незмінній шорсткості контактних поверхонь пластин (рис. 3, б) призводить до зменшення швидкості нагріву накладки й зростання швидкості нагріву оболонки, тобто, до зменшення різниці температур між накладкою та оболонкою в кожний момент часу, що свідчить про підвищення теплообміну в контактні між ними. Слід відзначити, що характер зміни температури накладки, зі збільшенням зусилля притискання, стає якісно іншим: за меншого зусилля притискання її температура спочатку різко зростає, а тоді дещо зменшується; за більшого зусилля – зміна її температури має більш монотонний характер. Деякі, відносно невеликі відмінності у формі кривих для $P = 60 \text{ кПа}$, $R_a = 0,3 \text{ мкм}$ пов'язані з похибками дозування нагрівача і відхиленнями хімічного складу фольги від середнього значення.

Оскільки немонотонність термограми нагріву верхньої пластини спостерігається за умови слабшої теплопередачі в контактні між пластинами, ми припустили, що в початковий момент нагрівання прикладеного тиску недостатньо для досягнення найкращого контакту між пластинами. Коли температура пластин підвищується, за того ж тиску,

досягається мікропластична деформація їхніх поверхневих шарів, що покращує прилягання контактних поверхонь, а отже й теплообмін.

Порівнюючи залежності температури елементів системи від часу, можна побачити (рис. 3, б), що перегини на термограмах накладки й оболонки, які вказують на зменшення швидкості нагріву першої та зростання швидкості нагріву другої, збігаються в часі, що є свідченням поліпшення теплового контакту між пластинами в цей момент. Виходячи з отриманих експериментальних результатів, ми дійшли висновку, що при нагріванні пластин АМг6 за допомогою БФ, яка контактує з накладкою, із накладанням постійного притискання в діапазоні 60...100 кПа досягаються умови, необхідні для пластичної деформації матеріалу в зоні контакту.

Для перевірки цього припущення проводили експерименти з нагрівання пластин АМг6, розділених нитками вольфраму завтовшки 0,3 мм для імітації «поганого теплового контакту» в стику на початку нагрівання (рис. 4, а). Отримані експериментальні термограми представлені на рис. 4, б. Видно, що спершу накладка нагрівається з високою швидкістю до певного моменту, після чого зростання її температури сповільнюється та на-

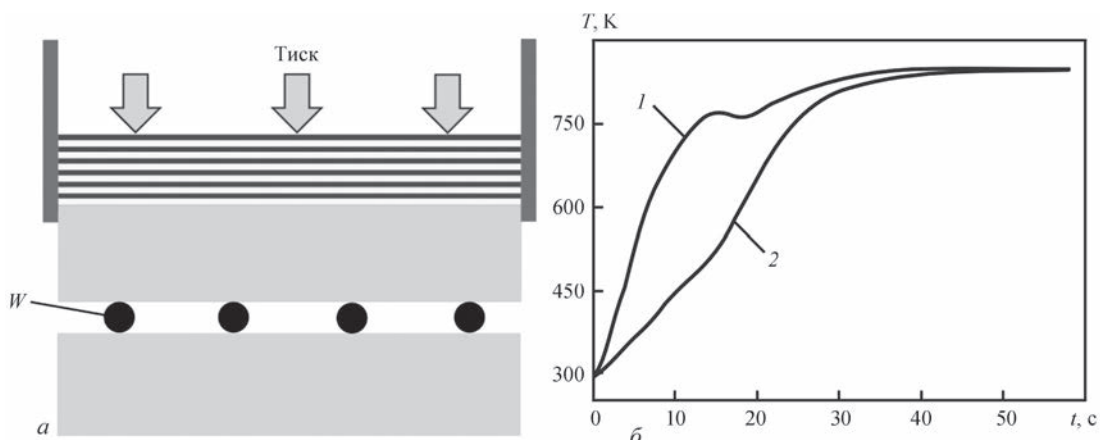


Рис. 4. Схема нагріву пластин (а), розділених нитками вольфраму (W) та експериментальна термограма нагріву пластин накладки (1) і «оболонки» (2), розділених тонкими вольфрамовими нитками, при постійному тиску 100 кПа (б)



Рис. 5. Поверхні пластини сплаву АМг6 після термічного циклу нагрівання в умовах їх стискання із зусиллям 100 кПа

віль відбувається невелике її зниження. У цей же момент часу на термограмі пластини-оболонки спостерігається вигин, який свідчить про збільшення швидкості її нагрівання.

Дослідження поверхонь пластин після завершення термічного циклу показало (рис. 5) наявність на них відбитків від тонких вольфрамових ниток, які розділяли ці поверхні до початку нагрівання, та які не спостерігалися за умови стискання такої ж збірки із тим же зусиллям, але без нагріву.

Поява відбитків свідчить про те, що при нагріванні пластин при постійному навантаженні досягаються умови пластичної деформації матеріалу пластин за рахунок зниження межі його плинності зі зростанням температури. Дійсно, дослідження залежності межі плинності від температури в алюмінієвих сплавах у роботах [9, 10] показали, що при нагріванні межа плинності може знижуватися в рази порівняно з межею плинності за кімнатної температури.

Отже, параметри теплопередачі в зоні контакту пластин при їх нагріванні в умовах постійного навантаження можуть змінюватися внаслідок досягнення умов пластичної деформації матеріалу пластин при нагріванні. Наслідком цього є суттєве зменшення швидкості нагрівання накладки, яка контактує з нагрівачем, і збільшення швидкості нагрівання оболонки. У деяких випадках підвищення

коефіцієнта теплопередачі на межі двох пластин у процесі їх нагрівання може приводити до появи на термограмі накладки «полички», аналогічної до тієї, яка спостерігається при плавленні матеріалу. Вірогідно, цей ефект обумовлений переходом від пружної деформації матеріалу поверхневих шарів пластин до їхньої пластичної текучості під дією прикладеного тиску за температури, за якої межа плинності матеріалу пластини знижується до рівня, який відповідає зусиллю стискання.

Зрозуміло, що якщо матеріал контактних поверхонь матиме меншу межу плинності, ніж сплав АМг6, температура такого переходу буде ще нижчою. Для перевірки цього припущення було проведено дослідження нагрівання пластин АМг6, коли одна з контактних поверхонь пластини-накладки була вкрита багатошаровим припоєм на основі AlSi. Виявилось (рис. 6), що температура зміни нахилу кривих на термограмах нижча, ніж при нагріванні пластин без припою. Пікові значення температури виявились меншими ніж в попередніх експериментах (рис. 3, а, б), що пов'язано з похибками у дозуванні маси нагрівача. Враховуючи, що температура плавлення припою AlSi складає ~ 850 К, при наближенні температури багатошарової фольги евтектичного складу до цієї температури в ній відбуваються структурні зміни, які впливають, головним чином, на механічну поведінку припою, а саме на його деформаційну поведінку під дією зусилля притискання, в результаті чого межа плинності багатошарового припою при нагріванні знижується, що може суттєво впливати на характеристики теплового контакту між пластинами [11].

Математичне моделювання температурних полів. Математичне моделювання температурних полів виконували з варіюванням коефіцієнтів ефективної теплопередачі в контактах між нагрівачем та накладкою ($\mu_{н,п}$) та між пластинами ($\mu_{п,п}$). Залежність (рис. 6, а, теор. 1) отримано в

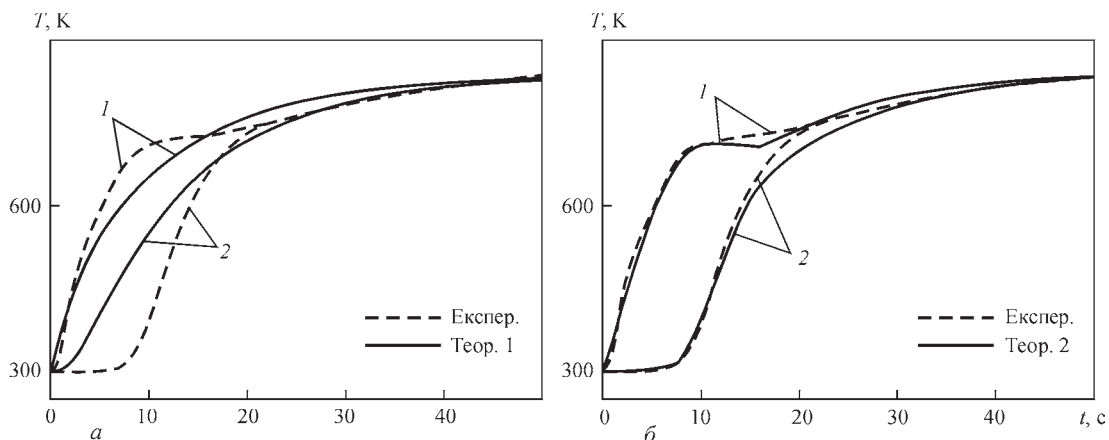


Рис. 6. Залежність температури в збірці пластин АМг6, розділених прошарком припою, від часу з моменту проходження реакції СВС в нагрівачі, в умовах постійного тиску 100 кПа для пластини-накладки (1) і пластини-«оболонки» (2). Штрихові лінії – результати експериментальних вимірювань; суцільні лінії – результати моделювання при постійних (а) та змінних (б) коефіцієнтах ефективної теплопередачі

припущенні, що в процесі нагрівання коефіцієнти теплопередачі в контактах залишаються постійними ($\mu_{\text{нп}} = 1 \cdot 10^5 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$; $\mu_{\text{нп}} = 1 \cdot 10^4 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$), а залежність (рис. 6, б, теор. 2) – у припущенні, що коефіцієнт теплопередачі в зоні контакту пластин за температури 700 К зростає від $\mu_{\text{нп}} = 5 \cdot 10^4$ до $6,6 \cdot 10^5 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ при постійному значенні коефіцієнту ефективної теплопередачі в зоні контакту нагрівача та накладки ($\mu_{\text{нп}} = 9 \cdot 10^3 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$).

Виявилось, що розраховані зміни температури при нагріванні пластин за умови, що коефіцієнти теплопередачі залишаються постійними (рис. 6, а, крива теор. 1), задовільно узгоджуються на початкових етапах тільки з експериментальними термограмами, отриманими для пластини, яка контактує з нагрівачем. На пізніших стадіях цього процесу спостерігається суттєве розходження розрахунку й експерименту.

Моделювання процесу нагрівання збірки за умови, що при досягненні певної температури накладки (700 К) відбувається зміна коефіцієнту теплопередачі в контакті між пластинами, забезпечило набагато ліпше узгодження між розрахованими та експериментальними термограмами (рис. 6, б, крива теор. 2).

Отже, для прогнозування умов плавлення припою у «відкритій» системі (приєднання пластини-накладки на оболонку великого розміру) за допомогою нагрівача із заданою кількістю тепла, необхідно знати не тільки теплофізичні параметри матеріалів (теплоємність, теплопровідність і т. д.) і товщини елементів системи, а також коефіцієнти теплопередачі в контактах між ними. З отриманих результатів видно, що ці коефіцієнти непостійні при зміні температури, що істотно ускладнює оцінку параметрів нагрівача. Використання експериментальних термограм та можливості чисельного моделювання нагріву пластин обмеженого розміру («лабораторні умови») дозволяє визначити коефіцієнти теплопередачі в контактах та температуру їх зміни (що відповідає межі плинності матеріалу пластин або припою при певному навантаженні) шляхом варіації цих параметрів для забезпечення найкращої відповідності між експериментальними та розрахованими значеннями температури пластин у процесі їх нагрівання. Отримані в процесі такого самоузгодженого розрахунку параметри теплових контактів можна використати в подальшому моделюванні процесу нагрівання зони з'єднання на поверхні оболонки «необмеженого» розміру (за умови такої ж шорсткості поверхонь, що контактують, і зусилля їх притискання) для визначення параметрів нагрівача, що забезпечують температурні умови, необхідні для паяння.

Висновки.

Встановлено, що ефективність теплопередачі в зоні контакту пластин АМгб в процесі їх нагріву плоским нагрівачем, який контактує з однією з них, залежить як від шорсткості поверхонь, що контактують, так і від зусилля стискання. Ефективність теплообміну збільшується при зменшенні шорсткості контактних поверхонь у діапазоні від 2,5 до 0,3 мкм і збільшенні тиску від 60 до 100 кПа. Поліпшення параметрів теплообміну при збільшенні тиску у процесі нагрівання пластин пов'язано з мікропластичною деформацією поверхневих шарів пластин, яка приводить до збільшення площі їх фізичного контакту.

Показано, що співставлення експериментально отриманих і розрахованих чисельним моделюванням термограм нагрівання пластин можна визначати коефіцієнти ефективної теплопередачі в зонах контакту між нагрівачем і пластиною-накладкою та між пластинами, а також температуру (інтервал температур) переходу від неідеального контакту між пластинами АМгб до ідеального їх контакту в умовах нестационарного нагрівання системи при постійно діючому тиску.

Список літератури

- Кулинич М.В., Запорожець Т.В., Гусак А.М., Устинов А.И. (2019) Расчет тепловых полей в процессе соединения алюминиевых пластин через промежуточные прослойки при локальном нагреве зоны соединения. *Автоматическая сварка*, 4, 10–15.
- Васенин Ю.Л., Загребельный А.А., Зельниченко А.Т. и др. (2001) Моделирование тепловых процессов при ремонте трубопроводов в условиях космоса. *Автоматическая сварка*, 4, 19–24.
- Кривцун І.В., Квасницький В.В., Максимов С.Ю., Сролаєв Г.В. (2017) Спеціальні способи зварювання. Підручник. (ред. Патон Б.Є.). Миколаїв, НУК.
- Weihs, T., Barmak, K., Coffey, K. (2014) Fabrication and characterization of reactive multilayer films and foils. *Metallic Films for Electronic, Optical and Magnetic Applications: Structure, Processing and Properties*, 40, 160–243.
- Попов В.М. (1971) *Теплообмен в зоне контакта разъемных и неразъемных соединений*. Москва, Энергия.
- Лыков А.В. (1978) *Справочник по тепломассообмену*. Москва, Энергия.
- Безпальчук В.М., Запорожець Т.В., Кравчук М.В. та ін. (2015) Розрахунок теплових полів у багатофазній тривимірній системі при нестационарних умовах її нагрівання. *Вісник Черкаського університету*, 16 (349), 38–49.
- Кулинич М.В., Безпальчук В.Н., Косинцев С.Г. и др. (2018) Расчетно-экспериментальные исследование тепловых полей в нестационарном процессе пайки. *Автоматическая сварка*, 1, 22–28.
- Summers, P.T., Chen, Y., Rippe, C.M. et al. (2015) Overview of aluminum alloy mechanical properties during and after fires. *Fire Science Reviews*, 4 (1), 1–36.
- Su, M.-N., Young, B. (2017) Mechanical properties of high strength aluminium alloy at elevated temperatures. *Ce/papers*, 2-3 (1), 2831–2839.
- Ustinov, A.I., Melnychenko, T.V., Demchenkov, S.A. (2021) Structural mechanism of plastic deformation of Al/a-Si multilayer foils at heating under load. *Materials Science & Engineering AA 810*, 141030.

References

1. Kulinich, M.V., Zaporozhets, T.V., Gusak, A.M., Ustinov, A.I. (2019) Calculation of thermal fields during joining aluminium plates through interlayers at local heating of the joint zone. *The Paton Welding J.*, **4**, 11-18.
2. Vasenin, Yu.L., Zagrebelny, A.A., Zelnichenko, A.Y. et al. (2001) Modelling of thermal process in piping repair in space. *The Paton Welding J.*, **4**, 18-23.
3. Krivtsun, I.V., Kvasnytskyi, V.V., Maksymov, S.Yu., Iermolaev, G.V. (2017) Special methods of welding: Manual. Ed. by B.E. Paton. Mykolaiv, NUK [in Ukrainian].
4. Weihs, T., Barmak, K., Coffey, K. (2014) Fabrication and characterization of reactive multilayer films and foils. Metallic films for electronic, optical and magnetic applications: Structure, *Processing and Properties*, **40**, 160–243.
5. Popov, V.M. (1971) *Heat exchange in the zone of detachable and permanent joints*. Moscow, Energiya [in Russian].
6. Lykov, A.V. (1978) Reference book on heat-, mass exchange. Moscow, Energiya [in Russian].
7. Bezpachuk, V.M., Zaporozhets, T.V., Kravchuk, M.V. et al. (2015) Calculation of thermal fields in multiphase 3D system under nonstationary conditions of its heating. *Visnyk Cherkaskogo Un-tu*, **16** (349), 38–49 [in Ukrainian].
8. Kulinich, M.V., Bezpachuk, V.N., Kosintsev, S.G. et al. (2018) Calculation-experimental investigation of thermal fields in the process of nonstationary soldering. *The Paton Welding J.*, **1**, 14-19.
9. Summers, P.T., Chen, Y., Rippe, C.M. et al. (2015) Overview of aluminum alloy mechanical properties during and after fires. *Fire Science Reviews*, **4** (1), 1–36.
10. Su, M.-N., Young, B. (2017) Mechanical properties of high strength aluminium alloy at elevated temperatures. *Ce/papers*, **2-3** (1), 2831–2839.
11. Ustinov, A.I., Melnychenko, T.V., Demchenkov, S.A. (2021) Structural mechanism of plastic deformation of Al/a-Si multilayer foils at heating under load. *Mater. Sci. & Engin. AA 810*, 141030.

INFLUENCE OF THERMAL CONTACTS ON HEATING ALUMINIUM PLATES UNDER NON-STATIONARY HEATING CONDITIONS, USING THE SHS-PROCESS

A.I. Ustinov, M.V. Kulinich, S.G. Kosintsev

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The temperature of the heater, which can be used to join a plate of limited dimensions, to a shell of unlimited dimensions by brazing, in the general case is determined by melting temperature of the filler metal and characteristics of heat transfer in the plate contact zone. In the case of a low heat transfer in the contact zone, its heating to the temperature required for brazing is complicated, as a result of spreading of the heat coming into the shell. The work is an experimental study of the impact of nonideal thermal contacts between the aluminium plates on their heating, using a flat heater, which is in contact with one of the plates. It turned out that the force of pressing the contacting plates to each other has a greater effect on heat transfer in the contact zone than the surface roughness. Here, the value of the coefficient of effective heat transfer changes jumplike during heating of the plates, which is associated with microplastic deformation of their surface layers under the impact of a compressive load. A computational-experimental method of self-consistent determination of the values of the coefficient of effective heat transfer for different temperatures was proposed, which is based on comparison of experimentally measured and calculated thermograms of plate heating. 11 Ref., 6 Fig.

Keywords: temperature fields, nonstationary heating process, thermal contacts, brazing, multilayer foils

Надійшла до редакції 25.07.2023

НОВА КНИГА

«Surfacing and Additive Technologies in Welded Fabrication»

Igor Ryabtsev, Serhii Fomichov, Valerii Kuznetsov, Yevgenia Chvertko, Anna Banin

Springer Nature Switzerland AG 2023, 226 p.

ISBN 978-3-031-34389-6, ISBN 978-3-031-34390-2 (eBook)

<https://doi.org/10.1007/978-3-031-34390-2>

Передмова

Шановні колеги-зварники!

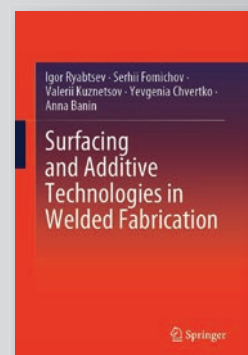
Сім'я зварників об'єднує мільйони фахівців, які працюють у всіх сферах сучасного виробництва на землі, під водою і в космосі.

Сьогодні зварювання належить до категорії найпопулярніших виробничих спеціальностей у Європі, Північній Америці, Азії, Латинській Америці, Австралії та Африці.

Зварювання та пов'язані з ним процеси є частиною найскладніших виробничих технологій, що базуються на основах механіки, електротехніки, фізичної хімії, матеріалознавства, прикладної математики, інформатики та робототехніки. Це вимагає високого рівня компетентності від усіх категорій тих, хто пов'язаний зі зварюванням: робітників, інженерів та науковців. Наукова та навчальна література зі зварювання постійно поповнюється. Ця серія підручників для міжнародних інженерів зі зварювання має на меті допомогти у вивченні основ фізики та технологій зварювання відповідно до вимог міжнародних стандартів та освітніх вимог Міжнародного інституту зварювання. Автори проілюстрували текст підручника та намагалися зробити його корисним для широкого кола спеціалістів, насамперед інженерів. Ми сподіваємося, що вступні частини розділів підручника також допоможуть зварникам на місці зрозуміти основи зварювання.

Бажаю вам, шановні колеги-зварники, творчих успіхів і ділових досягнень в оволодінні складною, сучасною і дуже захоплюючою наукою зварювання та пов'язаних з нею процесів.

Борис Патон
директор Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона
2000 р., Київ, Україна



ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТРИВАЛОСТІ ЧАСУ МЕХАНО-ХІМІЧНОГО СИНТЕЗУ НАНОСТРУКТУРНОГО ПОРОШКУ $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛАЗМОВИХ ПОКРИТТІВ

О.П. Грищенко¹, Н.В. Вігілянська¹, О.М. Бурлаченко¹, Ц. Сендеровскі², В.Ф. Горбань³

¹ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: grinya3679@gmail.com

²Варшавський політехнічний університет. 00-661, м. Варшава, Польша, пл. Політехніки, 1

³Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України. 03142, вул. Академіка Кржижановського, 3

Проведено дослідження впливу часу високоенергетичної обробки суміші порошків $60,8\text{Fe} + 39,2\text{TiAl}$ (мас. %) на структуру, фазовий склад і механічні характеристики плазмових інтерметалідних покриттів $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$. В якості порошків для плазмового напилення використовували порошки інтерметаліду $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$, які було отримано методом механохімічного синтезу (МХС) в високоенергетичному млині протягом 3 та 5 год. В результаті плазмового напилення формуються покриття з нанокристалічною структурою з розміром кристалітів 60 та 45 нм, відповідно. Показано, що при напиленні МХС-порошку, отриманого протягом 5 год, формуються тонколамельярні покриття з максимальною товщиною ламелей 23 мкм, тоді як у випадку напилення МХС-порошку, отриманого протягом 3 год, товщина ламелей досягає 42 мкм. При цьому у випадку напилення МХС-порошку, отриманого протягом 5 год, формуються більш щільні покриття, пористість яких знижується на 2,3 % у порівнянні з покриттям з МХС-порошку, отриманого протягом 3 годин. Встановлено підвищення механічних характеристик (твердості та модуля пружності) плазмового покриття при використанні порошку, отриманого обробкою протягом 5 год. Це дозволяє передбачити більш високу зносостійкість даних покриттів, що працюють в умовах зношування, ніж у випадку напилення МХС-порошку, отриманого протягом 3 годин. Бібліогр. 15, табл. 3, рис. 5.

Ключові слова: алюмініди заліза, механохімічний синтез, плазмове напилення, наноструктурні покриття, розмір кристалітів, механічні характеристики

Вступ. Одним із завдань інженерії поверхні на сучасному етапі розвитку техніки є розробка захисних покриттів, що забезпечують захист деталей та вузлів техніки в умовах підвищених робочих температур та механічних навантажень, впливу агресивних та абразивних середовищ. До перспективних можна віднести покриття на основі інтерметалідів, зокрема на основі алюмінідів заліза (Fe_3Al , FeAl). Дані інтерметаліди характеризуються відносно низькою питомою вагою ($5,51 \dots 6,65 \text{ г/см}^3$), стійкістю до зношування, стійкістю до окисних і сульфідуючих середовищ при $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ і вище. Области їх потенційного застосування включають нагрівальні елементи, арматуру печей, труби теплообмінників, спечені пористі фільтри «газ-метал», деталі клапанних систем автомобілів, компоненти установок, що працюють з розплавами солей [1]. Однак практичне застосування алюмінідів заліза обмежене через їх схильність до водневої крихкості та низький опір повзучості при температурах $>500 \text{ }^\circ\text{C}$ [2]. Підвищення механічних характеристик алюмінідів заліза досягається їх легуванням (В, Si, Cr, Ti та ін.), а також зменшенням розміру зерна [3–5]. Підвищення пластичності при легуванні може бути досягнуто внаслідок зменшення ковалентної складової зв'язку, створення сприятливої дислокаційної структу-

ри з більш високою рухливістю дислокацій, забезпечення дії сприятливіших систем ковзання, зміни кристалічного або фазового складу та структурного стану. Використання в якості легуючого елементу титану сприяє підвищенню температури фазових переходів, збільшенню межі плинності, покращує триботехнічні властивості інтерметаліду FeAl [6].

Для напилення покриттів на основі алюмінідів заліза використовують методи газотермічного напилення, а саме високошвидкісне газополуменеве (HVOF), плазмове, електродугове, детонаційне напилення [7–10]. Використання у якості матеріалів, що напилюються, порошків, отриманих методом механохімічного синтезу (МХС), дозволяє формувати однорідні за хімічним складом покриття з нанокристалічною структурою.

Метою цієї роботи є дослідження структури, фазового складу та механічних властивостей плазмових покриттів при напиленні МХС-порошків $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$, отриманих за різного часу обробки.

Матеріали та методики досліджень. В якості матеріалів для напилення використовували інтерметалідні наноструктурні порошки $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$, отримані методом механохімічного синтезу сумішей порошків заліза та сплаву $\text{Ti}37,5\text{Al}$. Процес МХС проводили в планетарному млині «Актив-

Грищенко О.П. – <https://orcid.org/0000-0003-2640-8656>, Вігілянська Н.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>,

Бурлаченко О.М. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Сендеровскі Ц. – <https://orcid.org/0000-0002-0331-3702>

© О.П. Грищенко, Н.В. Вігілянська, О.М. Бурлаченко, Ц. Сендеровскі, В.Ф. Горбань, 2023

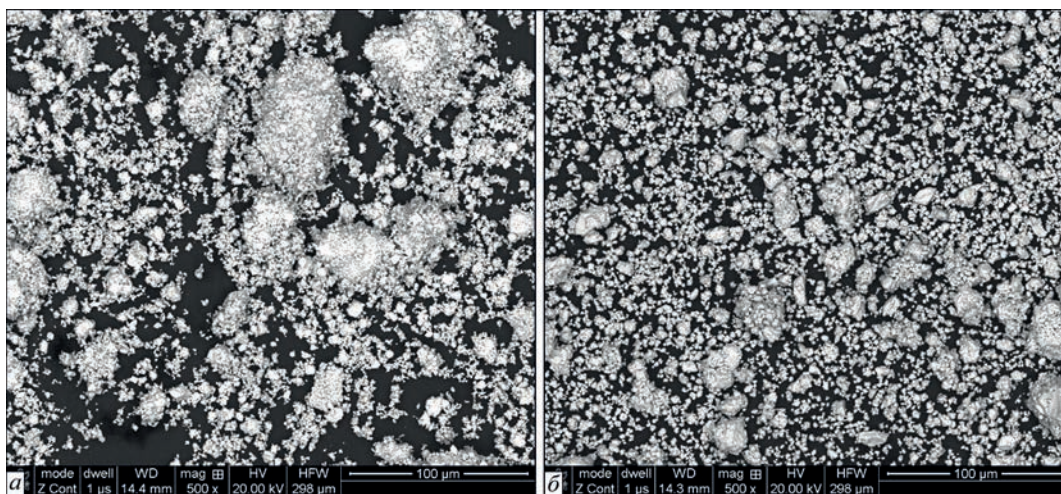


Рис. 1. Зовнішній вигляд порошоків, одержаних методом МХС суміші порошоків заліза та сплаву TiAl протягом: *a* – 3; *б* – 5 год

Таблиця 1. Характеристика МХС-порошків $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$ для плазмового наплення

Склад суміші, мас. %	Час обробки τ , год	Фазовий склад	Розмір кристалітів, нм	Розмір частинок, мкм		
				D_{10}	D_{50}	D_{90}
60,8Fe-39,2TiAl	3	$(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$	25	6	17	41
	5		10	3	9	30

тор 2SL» при часі обробки 3 та 5 год. Як було встановлено в попередніх дослідженнях [11] через 3 год обробки у продукті МХС утворюється інтерметалідна фаза $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$ з розміром кристалітів 25 нм, а при збільшенні часу обробки до 5 год розмір кристалітів зменшується до 10 нм та дещо зменшується розмір частинок порошку. Зовнішній вигляд частинок порошку після МХС наведено на рис. 1, характеристику порошоків наведено в табл. 1.

Для використання даних порошоків у технології плазмового наплення проводили їх конгломерування шляхом змішування одержаних продуктів МХС з 5%-вим розчином полівінілового спирту у воді до отримання однорідної суспензії. Отриману суспензію сушили з наступним протиранням через сита та відбором частинок розміром 40...80 мкм.

Плазмове наплення покриттів проводили на установці УПУ-8М з використанням наступних параметрів: $I = 500$ А, $U = 40$ В, $Q_{\text{Ar+N}_2} = 25$ л/хв, дистанція наплення – 120 мм. Попередні дослідження [9] показали доцільність використання даних параметрів плазмового наплення для формування тонколамельної щільної структури покриттів на основі інтерметалідів FeAl.

Визначення елементного складу покриттів методом скануючої електронної мікроскопії (СЕМ) проводили на базі аналітичного комплексу, що складається зі скануючого електронного мікроскопа JSM-35 CF фірми JEOL (Японія) і енергодисперсійного спектрометра (модель INCA Energy-350 фірми Oxford Instruments, Великобританія). Рентгеноструктурний фазовий аналіз (РСФА) покриттів виконували з використанням дифрактометру ДРОН-3 в $\text{CuK}\alpha$ -випромінюван-

ні з графітовим монохроматором при кроковому переміщенні $0,1^\circ$ і часом експозиції в кожній точці 4 с з подальшою комп'ютерною обробкою отриманих цифрових даних. Ідентифікацію фаз проводили з використанням міжнародної бази даних ICDD PDF-2 або PDF-4. Розмір кристалітів у покриттях оцінювали з використанням формули Дебая-Шеррера:

$$d = \frac{K\lambda}{\beta \cos \theta},$$

де d – середній розмір областей когерентного розсіювання (доменів, кристалітів), який може бути меншим або рівним розміру зерна; K – безрозмірний коефіцієнт форми частинок (постійна Шеррера); λ – довжина хвилі рентгенівського випромінювання; β – ширина рефлексу на піввисоті (у радіанах та в одиницях 2θ); θ – кут дифракції (бреггівський кут).

Визначення механічних характеристик (твердості H , модуля пружності E) покриттів проводили методом мікроіндентування за допомогою приладу «Мікрон-Гамма» [12]. Значення характеристик обчислювалося автоматично за стандартом ISO 14577-1:2002.

Результати дослідження та їх обговорення. Металографічним аналізом встановлено, що в результаті плазмового наплення наноструктурних порошоків інтерметаліду $(\text{Fe}, \text{Ti})_3\text{Al}$ формуються покриття з характерною шаруватою структурою (рис. 2, *a, б*). Збільшення тривалості механосинтезу порошоків з 3 до 5 год призводить до формування структури з меншою товщиною ламелей. При напленні МХС-порошку ($\tau = 3$ год) в покритті наявні ламелі завтовшки ~ 42 мкм, тоді

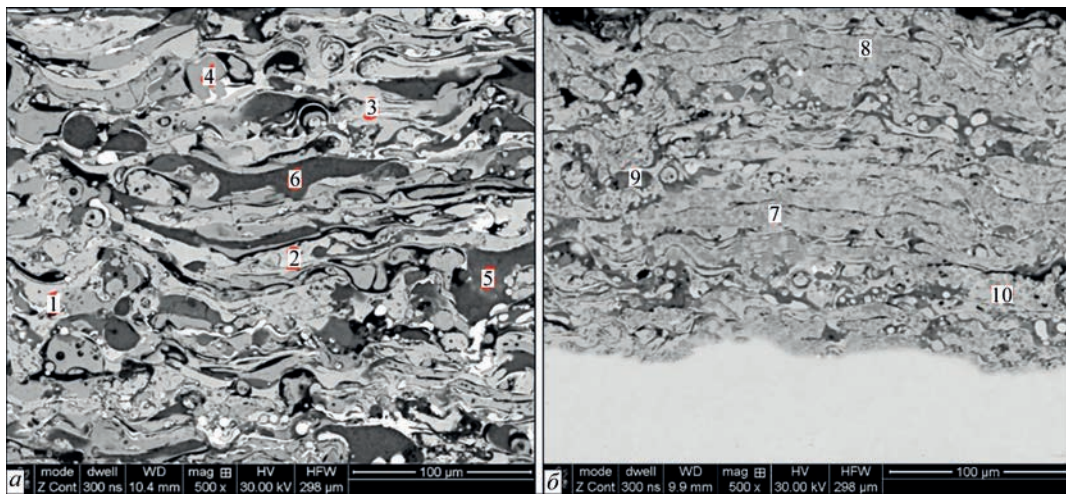


Рис. 2. Мікроструктура плазмових покриттів з наноструктурного інтерметалідного порошку $(\text{Fe,Ti})_3\text{Al}$, отриманого методом МХС протягом 3 год (а) та 5 год (б)

як при напыленні МХС-порошку ($\tau = 5$ год) максимальна товщина ламелей складає ~ 23 мкм. Це пов'язано з наявністю в МХС-порошку після 3 годин обробки композиційних частинок розміром до 70 мкм (рис. 1, а), так як на початкових етапах процесу МХС переважає процес «холодного» зварювання частинок вихідних порошків між собою. При збільшенні часу обробки до 5 год між подрібненням та зварюванням частинок досягається рівновага та розмір частинок МХС-порошку зменшується.

Відмічається, що для обох типів покриття характерна наявність у структурі шару нерозплавлених у плазмовому струмені частинок. Кількість таких частинок у покритті з МХС-порошку ($\tau = 3$ год) є дещо більшою, що також пов'язано з наявністю у порошку частинок розміром >40 мкм. Це, в свою чергу, призводить до формування покриття з дещо більшою пористістю. Так, пористість покриття з МХС-порошку ($\tau = 3$ год) складає $6,8 \pm 0,8$ %, покриття з МХС-порошку ($\tau = 5$ год) – $4,5 \pm 1,0$ %.

Згідно аналізу хімічного складу світлі ламелі покриттів складаються з вихідних компонентів із вмістом кисню ~ 2 мас. % (табл. 2). При цьому області 1–4, 7, 8 (рис. 2) за своїм хімічним складом

близькі до сполуки $(\text{Fe, Ti})_3\text{Al}$. Високий вміст кисню (до 20 мас. %) в окремих мікрооб'ємах зумовлений наявністю оксидів, що утворилися при напыленні покриттів у результаті взаємодії компонентів порошку з плазмовим потоком. Такі ламелі за своїм хімічним складом відповідають оксиду заліза (FeO) з невеликою кількістю титану та алюмінію (спектри 5, 6, 9, 10 – рис. 2).

За допомогою енергодисперсійного аналізу встановлено, що час процесу МХС порошків впливає на рівномірність розподілу елементів за товщиною покриття (рис. 3, 4). У покритті, напыленому з МХС-порошку ($\tau = 3$ год), розподіл вихідних компонентів має неоднорідний характер. Кисень при цьому розподіляється у вигляді прошарків між металевими ламелями (рис. 3). Збільшення часу МХС до 5 год дозволило отримати покриття з більш однорідним розподілом як вихідних елементів, так і кисню за товщиною покриття (рис. 4). Така відмінність у розподілі елементів по товщині покриття, вочевидь, пов'язана з розподілом елементів в МХС-порошках. При проведенні процесу МХС протягом 5 год формуються частинки меншого розміру та розподіл елементів у частинках порошку усереднюється.

За своїм фазовим складом покриття суттєво не відрізняються і в обох випадках основною фазою в покриттях є інтерметалід $(\text{Fe, Ti})_3\text{Al}$ (рис. 5). Окрім основної інтерметалідної фази в покриттях також ідентифікується нижчий оксид FeO , поява якого пов'язана з взаємодією заліза у плазмовому струмені з киснем навколишнього середовища. Це узгоджується з результатами хімічного аналізу покриттів (табл. 2). На рентгенограмах відмічається зменшення інтенсивності піків оксиду заліза при використанні МХС-порошку, отриманого протягом 5 год, що може свідчити про меншу кількість оксиду заліза в цьому покритті.

Таблиця 2. Хімічний склад плазмових покриттів, отриманих напыленням інтерметалідного порошку $(\text{Fe,Ti})_3\text{Al}$

Спектри	Хімічний склад, мас. %			
	Fe	Ti	Al	O
1	59,93	28,79	10,31	0,97
2	54,99	30,87	12,61	1,53
3	54,48	31,05	13,24	1,23
4	49,33	36,36	12,39	1,92
5	71,66	8,35	1,17	18,82
6	69,98	7,71	2,23	20,08
7	62,4	24,97	11,69	0,94
8	62,63	22,22	13,8	1,35
9	56,06	19,57	6,98	17,4
10	78,01	5,54	8,05	8,4

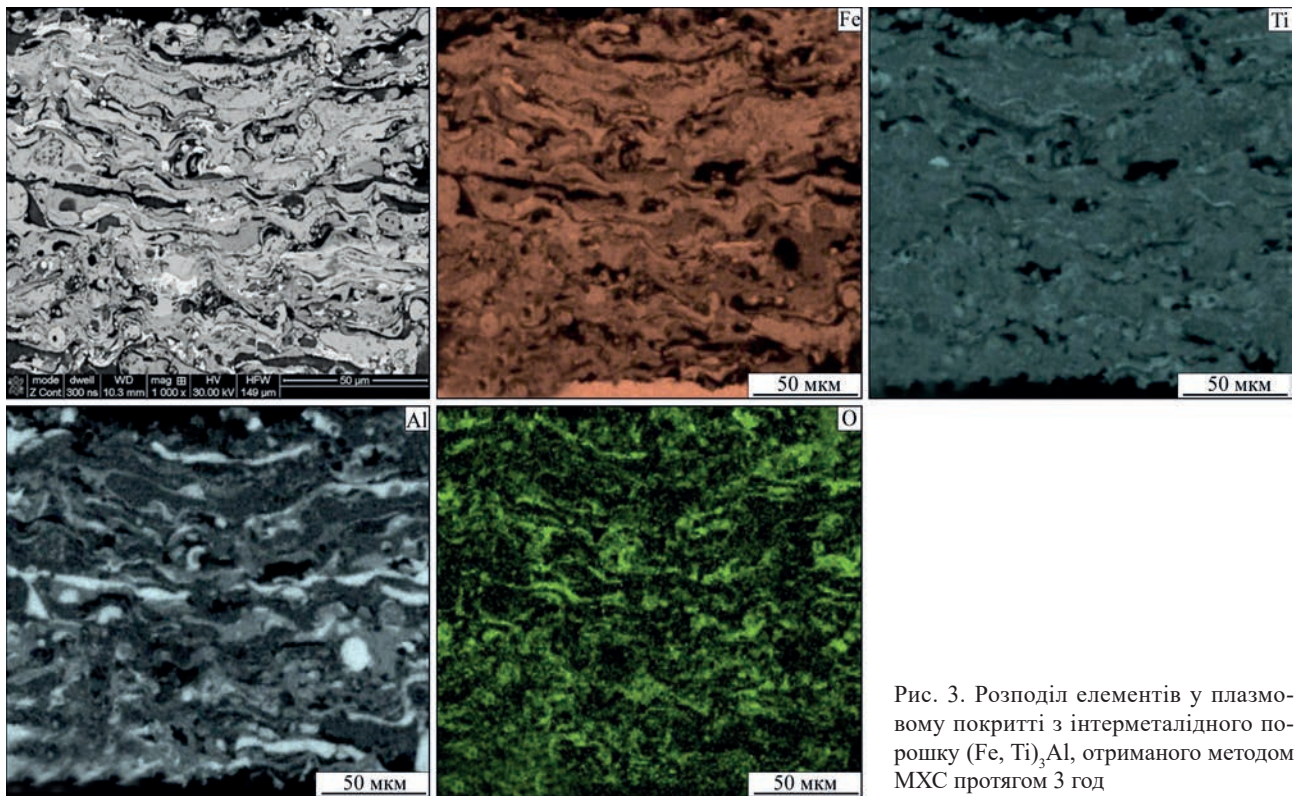


Рис. 3. Розподіл елементів у плазмовому покритті з інтерметалідного порошку $(\text{Fe, Ti})_3\text{Al}$, отриманого методом МХС протягом 3 год

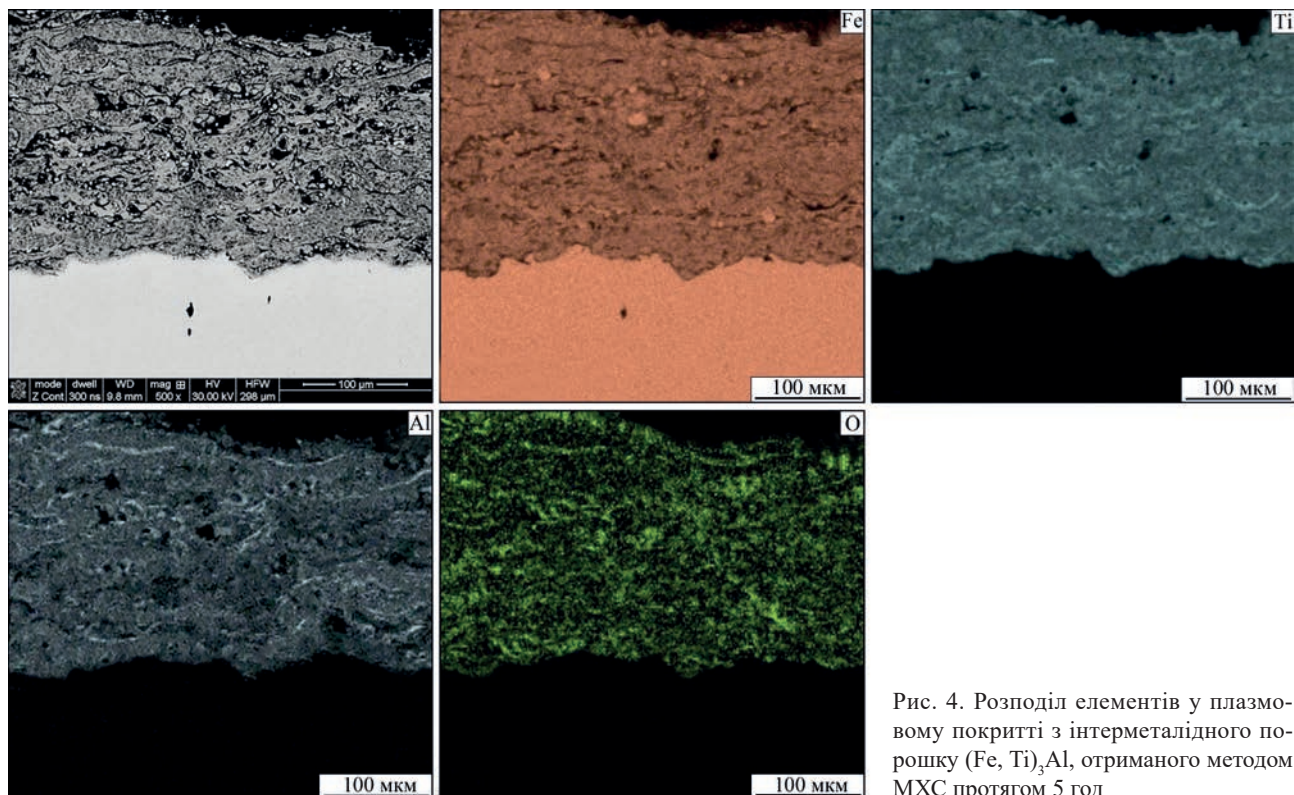


Рис. 4. Розподіл елементів у плазмовому покритті з інтерметалідного порошку $(\text{Fe, Ti})_3\text{Al}$, отриманого методом МХС протягом 5 год

Оцінка ОКР отриманих покриттів з наноструктурного порошку інтерметаліду $(\text{Fe, Ti})_3\text{Al}$ показало, що в результаті плавлення порошку в плазмовому струмені з подальшим затвердінням на основі розмір кристалітів покриттів порівняно з вихідними порошками збільшився з 25 до 60 нм у випадку наплення порошку, отриманого МХС протягом 3 год, та з 10 нм до 45

при напленні порошку, отриманого МХС протягом 5 год.

Результати визначення методом мікроіндентування механічних характеристик покриттів, таких як твердість (H) та модуль пружності (E), наведено в табл. 3. В таблиці також наведено співвідношення H/E та H^3/E^2 , які є показниками переходу від пружних деформацій до руйнування (нормо-

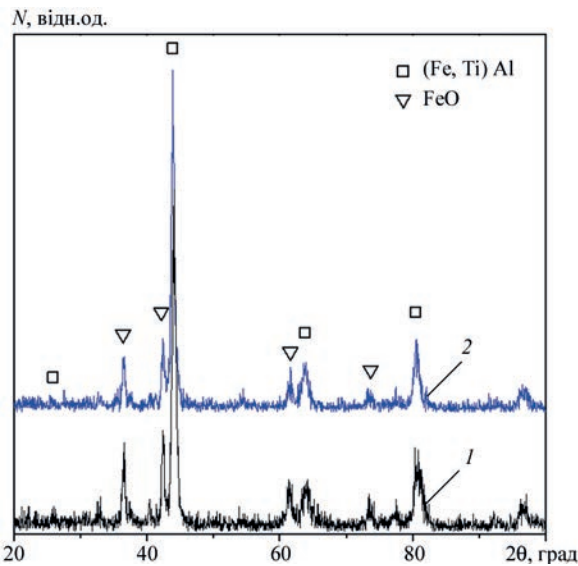


Рис. 5. Рентгенограми плазмових покриттів з інтерметалідного порошку $(\text{Fe, Ti})_3\text{Al}$, отриманого методом МХС протягом 3 (1) та 5 (2) годин

Таблиця 3. Механічні характеристики плазмових покриттів з інтерметалідного порошку $(\text{Fe, Ti})_3\text{Al}$, отриманого методом МХС протягом 3 та 5 год

МХС-порошок	H, ГПа	E, ГПа	H/E	H ³ /E ²
$\tau = 3$ год	3	47	0,064	0,012
$\tau = 5$ год	5,4	80	0,068	0,025

вана твердість) та опору пластичній деформації, відповідно.

Порівняння величин механічних характеристик показує, що за показниками твердості та модуля пружності покриття, які отримані з МХС-порошку ($\tau = 5$ год), перевищують покриття з МХС-порошку ($\tau = 3$ год) у 1,8 та 1,7 разів, відповідно. Різниця величин механічних характеристик двох покриттів обумовлена, вочевидь, їх мікроструктурою. Так, покриття з МХС-порошку ($\tau = 5$ год) характеризується тонкошаровою структурою, більш рівномірним хімічним складом та має менший розмір кристалітів, що сприяє підвищенню механічних характеристик у порівнянні з покриттям з МХС-порошку ($\tau = 3$ год).

Відповідно до методу оцінки структурного стану матеріалу з використанням показника H/E , запропонованого авторами роботи [12], отримані покриття відносяться до наноструктурних матеріалів, оскільки показник H/E в обох випадках лежить в межах 0,05...0,09.

Такі показники, як H/E та H^3/E^2 , є індикаторами стійкості покриття до руйнування, які часто використовуються в якості критерію для оцінки зносостійкості захисних покриттів [13–15]. Як видно з табл. 3, за показником H/E покриття з МХС-порошку ($\tau = 3$ год) дещо поступається покриттю, напиленому з МХС-порошку ($\tau = 5$ год). У той час за показником H^3/E^2 покриття з МХС-порошку ($\tau = 5$ год) перевищує покриття з МХС-порошку ($\tau = 3$ год) в 2,1 рази. Отримані дані свідчать про

те, що покриття, напилене з використанням порошку, отриманого МХС протягом 5 годин, володіє більш високою зносостійкістю.

Висновки

В результаті напилення наноструктурних порошків інтерметаліду $(\text{Fe, Ti})_3\text{Al}$, отриманих методом МХС протягом 3 та 5 год, формуються наноструктурні покриття, розмір кристалітів у яких складає 60 та 45 нм, відповідно. Фазовий склад порошків успадковується плазмовими покриттями, основною фазою в яких є інтерметалідна фаза $(\text{Fe, Ti})_3\text{Al}$ з наявністю оксиду заліза FeO .

Показано, що збільшення часу МХС порошку інтерметаліду $(\text{Fe, Ti})_3\text{Al}$ з 3 до 5 год дозволяє формувати покриття в умовах плазмового напилення з тонкошаровою структурою і рівномірним розподілом вихідних елементів в об'ємі покриття. При цьому пористість покриття зменшується з 6,8 до 4,5 %.

Методом мікроіндентування встановлено, що за основними показниками механічних характеристик покриття твердості та модуля пружності, покриття з МХС-порошку, отриманого протягом 5 год, перевершує покриття з МХС-порошку, отриманого протягом 3 год, в 1,8 та 1,7 разів, відповідно. Показники нормованої твердості (H/E) та опору пластичній деформації (H^3/E^2), які є критеріями зносостійкості, також є більшими у покриття при напиленні МХС-порошку, отриманого обробкою протягом 5 год.

Проведені дослідження вказують на перспективність використання механічно синтезованого порошку інтерметаліду $(\text{Fe, Ti})_3\text{Al}$, отриманого при часі обробки вихідних сумішей протягом 5 год, для плазмового напилення покриттів, що працюють в умовах зношення.

Список літератури/References

- Cinca, N., Lima, C. R. C., Guilemany, J. M. (2013) An overview of intermetallics research and application: Status of thermal spray coatings. *J. of Materials Research and Technology*, 2(1), 75–86. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2013.03.013>.
- Palm, M., Stein, F., Dehm, G. (2019) Iron aluminides. *Annual Review of Materials Research*, 49, 297–326. DOI: <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070218-125911>.
- Zamazade, M., Barnoush, A., Motz, C. (2016) A Review on the Properties of Iron Aluminide Intermetallics. *Crystals*, 6(1), 10. DOI: <https://doi.org/10.3390/cryst6010010>.
- Moszner, Peng, Suutala, Jasnau, Damani, Palm. (2019) Application of Iron Aluminides in the Combustion Chamber of Large Bore 2-Stroke Marine Engines. *Metals*, 9(8), 847. DOI: <https://doi.org/10.3390/met9080847>.
- Bahadur, A. (2003) Enhancement of high temperature strength and room temperature ductility of iron aluminides by alloying. *Materials Science and Technology*, 19(12), 1627–1634. DOI: <https://doi.org/10.1179/026708303225008266>.
- Rafiei, M., Enayati, M.H., Karimzadeh, F. (2009) Characterization and formation mechanism of nanocrystalline $(\text{Fe, Ti})_3\text{Al}$ intermetallic compound prepared by mechanical alloying. *J. of Alloys and Compounds*, 480(2), 392–396. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.02.072>.
- Senderowski, C., Cinca, N., Dosta, S. et al. (2019) The Effect of Hot Treatment on Composition and Microstructure

- of HVOF Iron Aluminide Coatings in Na₂SO₄ Molten Salts. *J. of Thermal Spray Technology*, 28(7), 1492–1510. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11666-019-00886-w>.
8. Fikus, B., Senderowski, C. Panas, A.J. (2019) Modeling of Dynamics and Thermal History of Fe₄₀Al Intermetallic Powder Particles Under Gas Detonation Spraying Using Propane-Air Mixture. *J. of Thermal Spray Technology*, 28, 346–358. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11666-019-00836-6>.
 9. Senderowski, C., Vigilianska, N., Burlachenko, O. et. al. (2023) Effect of APS Spraying Parameters on the Microstructure Formation of Fe₃Al Intermetallics Coatings Using Mechanochemically Synthesized Nanocrystalline Fe–Al Powders. *Materials*, 16, 1669. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma16041669>.
 10. Borisov, Yu.S., Borisova, A.L., Vihilyanska, N.V. et. al. (2021) Electric arc spraying of intermetallic Fe–Al coatings using different solid and powder wires. *The Paton Welding J.*, 3, 16–21. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.03.03>.
 11. Borisov, Yu.S., Borisova, A.L., Burlachenko, A.N. et. al. (2017) Structure and properties of alloyed powders based on Fe₃Al intermetallic for thermal spraying produced using mechanochemical synthesis method. *The Paton Welding J.*, 9, 33–39. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2017.09.06>
 12. Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Печковский Э.П. (2009) *Новая методология обработки и анализа результатов автоматического индентирования материалов*. Киев, Логос.
 13. Firstov, S.A., Gorban, V.F., Pechkovskiy, E.P. (2009) *New procedure of treatment and analysis of results of automatic indentation of materials*. Kyiv, Logos [in Russian].
 14. Chen, X., Du, Y., Chung, Y.-W. (2019) Commentary on using H/E and H/E as proxies for fracture toughness of hard coatings. *Thin Solid Films*, 688, 137265. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2019.04.040>.
 15. Cui, C, Yang, C. (2023) Mechanical Properties and Wear Resistance of CrSiN Coating Fabricated by Magnetron Sputtering on W18Cr4V Steel. *Coatings*, 13(5), 889. DOI: <https://doi.org/10.3390/coatings13050889>.
 16. Beake, B. (2022) The influence of the H/E ratio on wear resistance of coating systems – Insights from small-scale testing. *Surface and Coatings Technology*, 442, 128272. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128272>.

STUDYING THE IMPACT OF DURATION OF TECHNOCHEMICAL SYNTHESIS OF NANOSTRUCTURE (Fe, Ti)₃Al POWDER ON CHARACTERISTICS OF PLASMA COATINGS

O.P. Gryshchenko¹, N.V. Vihilianska¹, O.M. Burlachenko¹, C. Cenderovski², V.F. Gorban³

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

E-mail: grinya3679@gmail.com

²Warsaw University of Technology. plac Politechniki 1, 00-661 Warszawa

³Institute of Problems of Materials Science. I.M. Fransevich NAS of Ukraine. 3 Academician Krzhizhanovsky, 03142 Kyiv

The impact of duration of high-energy processing of the mixture of 60.8Fe + 39.2TiAl powders (wt. %) on structure, phase composition and mechanical characteristics of plasma intermetallic (Fe,Ti)₃Al coatings was studied. As powders, for plasma spraying powders of (Fe,Ti)₃Al intermetallic were used, which were produced by the method of mechanochemical synthesis (MChS) in a high-energy mill for 3 and 5 h. As a result of plasma spraying, coatings with a nanocrystalline structure with the size of crystallites of 60 and 45 nm are formed, respectively. It was shown that during spraying of MChS-powder, produced during 5 h, thin-lamellar coatings with a maximum thickness of lamellae of 23 μm are formed, whereas in the case of spraying of MChS-powder produced within 3 h, the thickness of lamellae reaches 42 μm. At the same time, in the case of spraying MChS powder, produced within 5 h, more dense coatings are formed, the porosity of which is reduced by 2.3 % compared to the coating from the MChS-powder, produced within 3 h. It was established that mechanical characteristics (hardness and module of elasticity) of the plasma coating were increased when using a powder produced by processing within 5 h. This allows predicting higher wear resistance of these coatings, operating in the conditions of wear unlike the case of spraying MChS-powder, produced within 3 h. 15 Ref., 3 Tabl., 5 Fig.

Keywords: iron aluminides, mechanochemical synthesis, plasma spraying, nanostructural coatings, crystalline size, mechanical characteristics

Надійшла до редакції 28.06.2023

ПЕРЕДПЛАТА 2024

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.			
	місяць	квартал	півроку	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 6 випусків на рік. ISSN 0005-111X. Передплатний індекс 70031.	–	–	900	1800
«Сучасна електromеталургія», видається з 1985 р., 4 випуски на рік. ISSN 2415-8445. Передплатний індекс 70693.	–	300	600	1200
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 0235-3474. Передплатний індекс 74475.	–	300	600	1200
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X. Передплатний індекс 21971.	600	1800	3600	7200

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою банделроллю.

** Журнал «The Paton Welding Journal» містить статті, отримані від авторів з усього світу і вибірково перекладані на англійську мову статей з журналів «Автоматичне зварювання», «Сучасна електromеталургія», «Технічна діагностика та неруйнівний контроль».

Передплату на журнали можна оформити по каталогах передплатних агентств «УКРПОШТА», «Прес Центр» та у видавництві. Передплата через видавництво з любого місяця на любой термін, в т.ч. на попередні періоди та окремі статті, починаючи з першого року видання.

Передплата на електронну версію журналів.

Вартість передплати на електронну версію журналів дорівнює вартості передплати на друковану версію. Випуски журналу надсилаються електронною поштою у форматі pdf або для IP-адреси комп'ютера передплатника надається доступ до відповідних архівів журналу.

Передплата через сайт видавництва:

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as/subscription>
<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem/subscription>
<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/dtnk/subscription>
<https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj/subscription>

На сайті видавництва у 2024 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2022 рр.



Лідер у галузі інновацій та експерт
із розробки індивідуальних рішень для зварювання

Fronius допомагає клієнтам розкрити свій зварювальний потенціал

На галузевій виставці SCHWEISSEN & SCHNEIDEN в Ессені компанія Fronius представила рішення для ручного, серійного та автоматизованого виробництва під девізом «Розкрийте свій зварювальний потенціал». Продукція виробника приваблює клієнтів не лише економічною вигідністю, а й перспективними можливостями використання даного обладнання у майбутньому. Усі представлені рішення об'єднує **максимально ефективне використання енергії, матеріалів і часу**. До того ж австрійський експерт в області зварювання представив свої новітні цифрові продукти для зварювання. Вони допоможуть як зварювальникам-початківцям, так і професіоналам своєї справи якісно виконувати роботу, не докладаючи зайвих зусиль і не наражаючи себе на небезпеку.

Цифровізація: вирішення проблеми нестачі кваліфікованих працівників. Рішення, спрямовані на подолання дефіциту кваліфікованих робітників, викликали неабиякий інтерес. Насамперед увагу публіки привернув новенький симулятор Welducation, який дає змогу проводити навчання зварювальників у цифровому форматі з використанням доповненої реальності (AR), що створює напрочуд реалістичні умови для підготовки. Із цим симулятором учням не загрожуватимуть травми, пов'язані з виділенням тепла, зварювального диму або світлового випромінювання. А ще – не доведеться використовувати жодних навчальних матеріалів, що є незаперечною перевагою, коли йдеться про захист навколишнього середовища та здоров'я зварювальників.

Крім цього ще один цифровий продукт під назвою WeldCube Navigator допомагає помітно спростити зварювальні процеси на виробництві. Зварювальник отримує покрокові інструкції для виконання тієї чи іншої послідовності операцій із деталлю, тоді як програма встановлює відповідні зварювальні параметри за замовчуванням, які гарантують належне виконання робіт відповідно до стандартів. Таким чином вдається уникнути браку й виправлень, а також підвищити ефективність виробництва.

TIG Experience Box – найбільша принада для відвідувачів. Компанія Fronius також пропонує рішення для зварювання найвищого рівня – TIG. Зі зварювальним комплектом TIG DynamicWire для системи iWave навіть новачки зможуть створювати бездоганні шви, які за якістю не відрізнятимуться

від роботи професіоналів. Близько 500 осіб змогли втамувати свою цікавість, випробувавши цей новий пристрій на практиці в TIG Experience Box.

Fronius – експерт із питань автоматизації. «Цього року ми вперше представили на галузевій виставці наш широкий асортимент засобів для автоматизації. Справжньою привабою для відвідувачів стала величезна система для роботизованого зварювання, розміщена в центрі нашого стенду. Проте немало уваги до себе також привернули дві роботизовані комірки на основі Cobot-a, й автоматизована система для кругового TIG зварювання FCW Smart, у яку вперше було інтегровано нову систему iWave AC/DC. З нашими рішеннями для автоматизації клієнти можуть індивідуально підібрати для себе повний пакет рішень від одного виробника, що позитивно вплине на результати їхньої роботи», – пояснює Гаральд Шерляйтнер, директор із питань маркетингу й продажів підрозділу Perfect Welding у компанії Fronius International GmbH. Проте ентузіазм у відвідувачів викликало не лише обладнання для автоматизації. На виставці було представлено й програмне забезпечення для програмування та моделювання Fronius Pathfinder, яке значно підвищує ефективність виробництва за рахунок програмування процесів зварювання в автономному режимі. Фахівці зі зварювання можуть паралельно готуватися до наступних етапів виробництва, використовуючи цифровий двійник. Крім того, програмне забезпечення визначає ліміти осей, обчислює початкові й кінцеві точки та траєкторії наближення, а також самостійно задає точки положення. Завдяки ArcView 2.0 професійні зварники можуть дистанційно стежити за дугою та якістю зварювання під час роботи. А зробити це допомагає камера, що дає змогу контролювати зварювальну дугу в режимі реального часу.

Безпека понад усе. Ефективність димовідведення нових портативних витяжок Exento LowVac і HighVac можна було оцінити на всіх зварювальних стендах із реальним обладнанням. Відвідувачі змогли пересвідчитися, наскільки зручними у використанні є високопродуктивні пальники з ергономічними та добре збалансованими ручками, а також нові пальники з димовідведенням Exento. Компанія Fronius продемонструвала всі свої засоби безпеки, зокрема, й високотехнологічний зварювальний шолом із підтримкою Bluetooth і можливістю подачі свіжого повітря та повітро-



На стенді площею 1100 м² компанія Fronius запропонувала рішення для забезпечення охорони праці та здоров'я, ефективного використання ресурсів, а також подолання проблем нестачі кваліфікованих працівників



Сотні зварників-початківців і професіоналів не прогавили свій шанс випробувати автоматизований пристрій подачі дроту TIG DynamicWire і були приємно вражені тим, наскільки простим може бути зварювання TIG



Від ранку й до самого вечора зацікавлені особи проходили віртуальне навчання зі зварювання за допомогою симулятора Welducation. Усіх зацікавила правдоподібність процесу, яку забезпечує технологія доповненої реальності (AR)



Демонстрація величезної системи для роботизованого зварювання підтвердила статус компанії Fronius як надійного постачальника комплексних рішень для автоматизації. Цей комплект обладнання згодом стане ще одним важливим елементом у центрі виготовлення дослідних зразків у Вельсі



Цифрова демонстрація послідовності зварювання швів за допомогою нового програмного забезпечення WeldCube Navigator наочно підтвердила те, що наше ПЗ може підвищити якість і ефективність ручного зварювання під час серійного виробництва



На щоденних презентаціях фахівці Fronius виступали з доповідями про актуальні питання галузі й інновації – у цьому випадку йшлося про (Wire Arc Additive Manufacturing)

очисний респіратор. Під час однієї зі щоденних презентацій на сцені фахівці пояснили, наскільки важливо дбати про захист від зварювального диму та піклуватися про здоров'я працівників.

Що далі? Презентації на сцені Fronius Live Stage завідали, що компанія має амбітні плани на 2024 рік. По-перше, клієнти можуть очікувати на підвищення точності й оптимізацію характеристик для WAAM, а по-друге – на революційну програму Pocket Engineer, яка допоможе вдосконалити процеси обслуговування. Наживо продемонструвавши роботу програми на га-

Ми є Fronius. У нас працює більш ніж 7000 працівників по всьому світі, частка експорту в нашому виробництві складає 87 %, а портфоліо наших винаходів і розробок нараховує 1446 активних патентів. Наша компанія була започаткована в 1945 році як маленький приватний бізнес, а нині ми є потужним гравцем на світовому ринку, що підтверджує розвинена структура із 37 міжнародних дочірніх компаній та потужна мережа торгових партнерів у більш ніж 60 країнах світу. Та все ж по суті своїй залишаємося австрійським сімейним підприємством, яке працює в галузях виробництва та обслуговування фотовольтаїчних систем, зварювальних апаратів, а також технологій заряджання акумуляторних батарей. Наші товари та рішення завжди були спрямовані на формування гідного майбутнього, а замовники отримують комплексні пакети обслуговування: від професійного планування та надання консультацій до постійного моніторингу ефективності та ремонту обладнання відповідно до їхніх потреб. Ми створюємо інновації. Ми відкриті для всього нового. Ми є Fronius.

Ми є Perfect Welding. Стратегічною метою підрозділу Fronius Perfect Welding є максимальна якість зварювальної дуги, глибоке розуміння потреб наших клієнтів та жага до технічного прогресу. Ми є лідерами інновацій у галузі електродугового зварювання, а також світовими лідерами на ринку обладнання для роботизованого зварювання. Завдяки рівню нашого професіоналізму ми створили повноцінні автоматизовані зварювальні системи з високим рівнем гнучкості, а також цифрові зварювальні рішення, які відповідають вимогам та потребам епохи індустрії 5.0. Доповнюють вичерпний перелік нашої продукції інтуїтивно зрозумілі системи для ручного зварювання, високоякісне допоміжне приладдя для зварювання, а також надійні та ефективні вироби для захисту персоналу. Ми є глобальною компанією, і тому маємо чимало команд підтримки та обслуговування на регіональному рівні, які добре знають і розуміють потреби наших клієнтів у різних куточках світу. Наші технології відкривають нові горизонти та утворюють нові зв'язки: між металами, між різними галузями промисловості, а також між людьми.

Більше цікавих новин дивись у нашому блозі blog.perfectwelding.fronius.com або у Facebook ([froniuswelding](https://www.facebook.com/froniuswelding)), LinkedIn ([perfectwelding](https://www.linkedin.com/company/perfectwelding)), Instagram ([froniuswelding](https://www.instagram.com/froniuswelding)) і YouTube ([froniuswelding](https://www.youtube.com/froniuswelding))!



Плани на першу половину 2024 р.: на фото зображено портативні й компактні джерела живлення Artis (для зварювання TIG) та Ignis (для ручного електродугового зварювання), а з ними – портативну витяжну систему Exento LowVac.

лузевій виставці, представники компанії показали, наскільки легким і зручним стане виконання процедур сервісної підтримки в майбутньому.

Крім того, постачальник зварювального обладнання поділився планами щодо створення нових компактних і портативних джерел живлення для ручного зварювання: Fronius Artis (для зварювання TIG) і Fronius Ignis (для ручного електродугового зварювання). Обидва пристрої надійдуть у продаж уже в першій половині року. Незабаром про них з'явиться більше інформації.

Для отримання додаткової інформації звертайтеся до:
Fronius Ukraine GmbH, Lilya Korzin
вул. Слави, 24, с. Княжичі, Київська обл.
Тел.: +380 (44) 2772141
korzin.lilya@fronius.com